

**Федеральное государственное унитарное предприятие  
Центральный научно-исследовательский институт  
конструкционных материалов «Прометей» имени академика И.В.Горынина  
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»**

На правах рукописи



УДК 669.771.016:669.14.018.41

ГРНТИ 53.43.35

**СЫЧ ОЛЬГА ВАСИЛЬЕВНА**

**НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И  
СВОЙСТВ ХЛАДОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ**

Специальность: 2.6.1. – «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Диссертация на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Санкт – Петербург - 2024

## ОГЛАВЛЕНИЕ

|  |     |
|--|-----|
| <b>ВВЕДЕНИЕ</b>  | 6   |
| <b>1 РАЗВИТИЕ ХЛАДОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АРКТИКИ</b>  | 20  |
| 1.1 Эволюция требований к хладостойким судостроительным сталям с учетом условий эксплуатации   | 20  |
| 1.2 Металловедческие основы создания хладостойких судостроительных сталей  | 24  |
| 1.3 Принципы легирования хладостойких судостроительных сталей  | 29  |
| 1.4 Опыт производства отечественных хладостойких судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести 235-690 МПа категорий D, E и F   | 33  |
| 1.5 Требования к хладостойким судостроительным сталям с индексом «Arc»   | 36  |
| 1.6 Известные взаимосвязи структуры, механических свойств и характеристик работоспособности  | 41  |
| 1.7 Научно-технологический задел для создания новых прецизионных технологий  | 47  |
| <b>ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ</b>   | 57  |
| <b>2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ</b>  | 61  |
| 2.1 Характеристика судостроительных сталей, исследованных в работе   | 61  |
| 2.2 Методы исследования фазовых превращений и процессов структурообразования   | 63  |
| 2.3 Методы исследования структуры стали  | 65  |
| 2.4 Определение характеристик качества листового проката и его сварных соединений  | 68  |
| 2.4.1 Стандартные виды механических испытаний  | 68  |
| 2.4.2 Определение характеристик работоспособности  | 69  |
| 2.4.3 Испытания на стойкость к коррозионному растрескиванию и коррозионно-механическим повреждениям  | 71  |
| 2.4.4 Оценка свариваемости листового проката   | 72  |
| <b>ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 2</b>   | 72  |
| <b>3 ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ХАРАКТЕРИСТИК РАБОТОСПОСОБНОСТИ В СТАЛЯХ РАЗЛИЧНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ. РАЗРАБОТКА КОЛИЧЕСТВЕННЫХ ТРЕБОВАНИЙ К ПАРАМЕТРАМ СТРУКТУРЫ. РАЗРАБОТКА КОНЦЕПЦИИ ЛЕГИРОВАНИЯ ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ</b> | 73  |
| 3.1 Исследование взаимосвязи структуры, механических свойств и характеристик работоспособности в низколегированных судостроительных сталях после ТМО+УО  | 74  |
| 3.1.1 Исследование структурной неоднородности в сталях с ферритно-бейнитной структурой   | 75  |
| 3.1.2 Установление взаимосвязи параметров структуры с механическими свойствами и характеристиками работоспособности листового проката  | 87  |
| 3.1.3 Разработка количественных требований к параметрам структуры по сечению листового проката, обеспечивающим гарантированную хладостойкость и трещиностойкость при низких температурах   | 96  |
| 3.2 Исследование взаимосвязи легирования, структуры, механических свойств и характеристик работоспособности в экономнолегированных судостроительных сталях после ЗПН+О и З+О   | 100 |
| 3.2.1 Влияние способа закалки на параметры структуры, механические свойства и характеристики работоспособности в сталях различного легирования   | 102 |



|          |  |            |
|----------|--|------------|
| 3.2.1.1  | Влияние способа закалки на морфологические особенности структуры   | 103        |
| 3.2.1.2  | Влияние способа закалки на однородность структуры по сечению листов  | 110        |
| 3.2.2    | Влияние легирования на параметры структуры, механические свойства и характеристики работоспособности   | 115        |
| 3.2.3    | Разработка количественных требований к параметрам структуры по сечению листового проката, обеспечивающим гарантированную работоспособность при низких температурах                                   | 127        |
| 3.3      | Разработка научно обоснованной концепции легирования хладостойких судостроительных сталей с гарантированными характеристиками работоспособности  | 135        |
| 3.3.1    | Низкоуглеродистые низколегированные судостроительные стали   | 136        |
| 3.3.2    | Низкоуглеродистые экономнолегированные судостроительные стали  | 148        |
| 3.3.3    | Разработка технической документации на поставку листового проката из разработанных хладостойких судостроительных сталей для Арктики  | 157        |
|          | <b>ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3</b>   | <b>157</b> |
| <b>4</b> | <b>ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ХЛАДОСТОЙКИХ НИЗКО- И ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ НА КОМПЛЕКСЕ «GLEEBLE 3800»</b> | <b>162</b> |
| 4.1      | Исследование особенностей основных структурообразующих процессов при горячей пластической деформации в низко- и экономнолегированных судостроительных сталях   | 163        |
| 4.1.1    | Влияние температуры нагрева под прокатку на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры  | 164        |
| 4.1.2    | Исследование температурно-деформационных и кинетических параметров динамической и статической рекристаллизации аустенита   | 168        |
| 4.2      | Моделирование прецизионных технологических процессов двухстадийной прокатки (ТМО+УО, ЗПН) на комплексе «GLEEBLE 3800» для низко- и экономнолегированных сталей                                       | 180        |
| 4.2.1    | Влияние температуры нагрева на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры   | 182        |
| 4.2.2    | Влияние температурно-деформационной схемы обжатий по проходам на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры                 | 184        |
| 4.2.3    | Влияние соотношения суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях прокатки на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры  | 198        |
| 4.2.4    | Влияние температурно-деформационной схемы обжатий по проходам на завершающей (чистовой) стадии прокатки на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры                         | 200        |
| 4.2.4.1  | Низколегированная судостроительная сталь   | 202        |
| 4.2.4.2  | Экономнолегированная судостроительная сталь  | 211        |
| 4.2.5    | Влияние параметров ускоренного охлаждения на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры   | 220        |
| 4.3      | Моделирование технологий ЗПН+О и З+О на комплексе «GLEEBLE 3800» для низколегированных судостроительных хладостойких сталей  | 223        |
|          | <b>ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4</b>   | <b>234</b> |

|          |   |            |
|----------|---|------------|
| <b>5</b> | <b>РАЗРАБОТКА ПРОМЫШЛЕННЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ТОЛЩИНОЙ ДО 100 ММ ИЗ ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ УРОВНЕЙ ПРОЧНОСТИ 355-460 ДЛЯ АРКТИКИ</b>                        | <b>240</b> |
| 5.1      | Исследование неоднородности структуры и механических свойств по сечению листового проката толщиной до 100 мм из низколегированной судостроительной стали, изготовленного при использовании «классических» подходов ТМО+УО     | 241        |
| 5.2      | Влияние параметров термомеханической обработки на структуру по сечению листового проката, механические свойства, характер разрушения и характеристики работоспособности при низких температурах                               | 254        |
| 5.2.1    | Влияние технологических режимов на анизотропию структуры по сечению, механические свойства и трещиностойкость листового проката   | 255        |
| 5.2.2    | Влияние температурно-деформационных схем высокотемпературной стадии прокатки на структуру по сечению листового проката, характеристики хладостойкости и характер разрушения   | 263        |
| 5.2.3    | Влияние температурной схемы завершающей (чистой) стадии прокатки на структуру по сечению и характеристики работоспособности листового проката   | 270        |
| 5.2.4    | Влияние температуры окончания ускоренного охлаждения на структуру по сечению и хладостойкость листового проката   | 280        |
| 5.3      | Разработка технологических режимов ТМО+УО, обеспечивающих формирование заданной ферритно-бейнитной структуры допустимой степени неоднородности и анизотропии по сечению листового проката                                     | 285        |
| 5.4      | Разработка технологической документации на ведущих металлургических комбинатах РФ   | 293        |
|          | <b>ЗАКЛЮЧЕНИЕ ПО ГЛАВЕ 5</b>  | <b>294</b> |
| <b>6</b> | <b>РАЗРАБОТКА ПРОМЫШЛЕННЫХ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ С ПРОКАТНОГО И ПЕЧНОГО НАГРЕВА С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ОТПУСКОМ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ УРОВНЕЙ ПРОЧНОСТИ 420-750 ДЛЯ АРКТИКИ</b> | <b>299</b> |
| 6.1      | Влияние температурно-деформационных режимов прокатки на однородность и дисперсность бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры   | 301        |
| 6.2      | Влияние параметров печной закалки и высокотемпературного отпуска на структуру, механические свойства и характер разрушения экономнолегированной стали   | 316        |
| 6.3      | Влияние высокотемпературного отпуска на изменение структуры и механических свойств листового проката, изготовленного по технологии ЗПН+О по сравнению с З+О   | 330        |
| 6.4      | Разработка технологических режимов ЗПН+О и З+О, обеспечивающих формирование заданной бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры по всему сечению листового проката   | 341        |
| 6.5      | Разработка технологической документации на ведущих металлургических комбинатах РФ   | 352        |
|          | <b>ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 6</b>  | <b>353</b> |

|         |   |     |
|---------|---|-----|
| 7       | <b>ХАРАКТЕРИСТИКИ КАЧЕСТВА ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННЫХ ПАРТИЙ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА. ОЦЕНКА СВАРИВАЕМОСТИ РАЗРАБОТАННЫХ ХЛАДОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ</b>   | 356 |
| 7.1     | Характеристики качества листового проката из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей для Арктики   | 356 |
| 7.1.1   | Листовой прокат из хладостойких судостроительных сталей толщиной до 100 мм, в том числе с индексом «Агс» толщиной до 50 мм, производства ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь»           | 356 |
| 7.1.2   | Листовой прокат из хладостойких судостроительных сталей, в том числе с индексом «Агс», производства ПАО «ММК»   | 365 |
| 7.2     | Оценка свариваемости листового проката из разработанных хладостойких судостроительных сталей для Арктики  | 370 |
| 7.2.1   | Исследование структуры и свойств ЗТВ сварных соединений из низколегированных хладостойких сталей уровней прочности 355-460 после ТМО+УО   | 370 |
| 7.2.1.1 | Влияние погонной энергии на механические свойства и структуру ЗТВ сварных соединений из низколегированных хладостойких сталей с индексом «Агс»  | 370 |
| 7.2.1.2 | Влияние послесварочной термической обработки на структуру и свойства ЗТВ сварных соединений из низколегированных хладостойких сталей  | 375 |
| 7.2.1.3 | Исследование совместного воздействия температуры и деформации на деформационную способность наиболее опасных участков ЗТВ сварных соединений из низколегированных сталей с индексом «Агс» | 379 |
| 7.2.2   | Исследование структуры и свойств ЗТВ сварных соединений из экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 500...750 после ЗПН+О и З+О                        | 387 |
| 7.2.2.1 | Влияние погонной энергии на механические свойства и структуру ЗТВ сварных соединений из экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Агс»                                     | 387 |
| 7.2.2.2 | Исследование структуры и механических свойств ЗТВ сварных соединений из экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Агс» после ЗПН+О   | 388 |
| 7.3.2.3 | Исследование структуры и механических свойств ЗТВ сварных соединений из экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей после З+О   | 391 |
|         | <b>ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 7</b>  | 393 |
| 8       | <b>ВНЕДРЕНИЕ РАЗРАБОТАННЫХ ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ</b>   | 395 |
|         | <b>ЗАКЛЮЧЕНИЕ</b>   | 401 |
|         | <b>СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ</b>   | 407 |
|         | <b>СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ</b>  | 408 |
|         | <b>ПРИЛОЖЕНИЯ</b>   |     |
|         | Приложение А  | 428 |
|         | Приложение Б  | 431 |
|         | Приложение В  | 433 |
|         | Приложение Г  | 441 |
|         | Приложение Д  | 454 |
|         | Приложение Е – акты внедрения результатов диссертационной работы  | 460 |

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность работы.** В последнее время значительно вырос геополитический и экономический интерес практически всего мирового сообщества к Арктическому региону. Причем это относится не только к странам, имеющим выход к Арктике - России, США, Канаде, Норвегии, Дании, но и странам Азиатско-Тихоокеанского региона [1]. Китай, Южная Корея и Япония активно проводят научную, экономическую и политическую деятельность по освоению Арктики, стремятся к повышению своей роли в Арктическом совете, взаимодействуя и конкурируя с другими странами [2]. В условиях жесткой конкуренции долгосрочные задачи Российской Федерации для развития морской деятельности в Арктическом регионе направлены на обеспечение национальных интересов в отношении Северного морского пути (СМП) [3-5].

В последние годы принят ряд государственных стратегических решений, направленных на эффективное и экологически безопасное масштабное освоение месторождений углеводородных ресурсов морского арктического шельфа и прибрежной инфраструктуры Арктики. Развитие СМП, превращение его в национальную транзитную магистраль является необходимым условием обеспечения экономических интересов и геополитической безопасности Российской Федерации в Арктике [1, 6]. В связи с этим возросла потребность в новых видах специализированной морской техники, обеспечивающей эффективное и экологически безопасное освоение морских арктических месторождений углеводородов континентального шельфа и морских арктических перевозок. Вопрос обновления российского ледокольного и научно-экспедиционного флота, в том числе для работы в условиях Арктики и Антарктики, осуществляется в рамках государственной программы «Развитие судостроения и техники для освоения шельфовых месторождений на 2013–2030 гг».

Важнейшим элементом обеспечения как экономических, так и оборонных интересов в Арктике является мощный ледокольный флот. Это вызывает необходимость обновления и создания ледокольного флота нового поколения, состоящего из более эффективных ледоколов повышенной мощности, отвечающих современным требованиям по обеспечению надежности и безопасности плавания транспортных судов в замерзающих морях [4, 7]. Предполагается, что к 2035 г. арктический флот РФ будет насчитывать не менее 13 тяжелых линейных ледоколов, в том числе девять атомных, что позволит обеспечить круглогодичную навигацию по СМП [3].

Отличительной особенностью современного ледокольного флота и судов ледового плавания являются тенденции роста их водоизмещения, мощности, скорости прохода и ледопроеходимости для обеспечения круглогодичной проводки судов по Северному морскому пути. Необходимость обеспечения работы ледоколов и судов ледового плавания в толстых льдах на скорости до 12—14 узлов является принципиально новой задачей, поэтому требует всестороннего рассмотрения и разработки технических и технологических решений, которые должны отличаться от применяемых на традиционных ледовых судах [8]. Основным ядром арктического ледокольного флота должны стать мощные атомные ледоколы, которые, имея ледопроежимость 2,8-2,9 м, смогут обеспечить гарантированную навигацию в Западном

районе Арктики. Существует также потребность в мелкоосидающих атомоходах с ледопроеходимостью около 2 м, способных работать в мелководных прибрежных районах и устьях сибирских рек. Для обеспечения надежной круглогодичной навигации по всему СМП, в том числе в экстремальные по ледовым условиям годы, необходимо строительство сверхмощных ледоколов с ледопроеходимостью не менее 3,4-3,5 м [7].

Общей современной тенденцией развития полярного научного флота является строительство многофункциональных научно-экспедиционных судов ледового класса, которые способны не только проводить исследовательские работы, но и выступать в качестве ледоколов, носителей летательных аппаратов, а также осуществлять транспортировку грузов. В настоящее время Норвегия, Великобритания, Германия, Китай, Индия ведут строительство судов, предназначенных для работы в сложных арктических условиях. С учётом стратегического значения Арктики для РФ строительство современных научных судов усиленного ледового класса также является одной из наиболее актуальных задач в освоении данного региона [9].

Масштабное освоение углеводородных ресурсов морского арктического шельфа и территорий береговой линии арктического региона, интенсивная круглогодичная эксплуатация Северного морского пути потребовали разработки высоконадежных хладостойких сталей арктического применения для создания мощного ледокольного флота, технических средств добычи, транспортировки, хранения и отгрузки углеводородов шельфовых месторождений: универсальных атомных и дизель-электрических ледоколов повышенной мощности, многофункциональных судов ледового плавания, ледокольных судов обеспечения, ледостойких стационарных и самодвижущихся платформ, морских ледостойких терминалов, ледостойких самодвижущихся научно-исследовательских платформ, грузовых причалов, крановых и краново-монтажных судов большой грузоподъемности и другой морской и инженерной техники. Для ряда сложных крупномасштабных сварных конструкций, предназначенных для эксплуатации при температурах от минус 40 °С и ниже, необходим хладостойкий листовой прокат толщиной вплоть до 100 мм. В частности, на территории РФ планируется строительство более 20 ледостойких стационарных платформ с опорными основаниями, выполненными из свай с такой же толщиной стенки.

Основными материалами для строительства арктических конструкций являются низкоуглеродистые свариваемые стали повышенной и высокой прочности (с гарантированным пределом текучести от 315 до 690 МПа), особенностью которых является наличие вязко-хрупкого температурного перехода. Это обуславливает потенциальную опасность хрупких разрушений при снижении температуры, и такие примеры известны (палуба танкера «Индиго» при ледовой проводке при температуре минус 24 °С, сварная конструкция из импортной стали S690QL после сварки на стапеле и др.). Очевидно, что из-за тяжелых экономических и экологических последствий эта опасность должна быть полностью исключена, в связи с чем для надежной эксплуатации требуются хладостойкие судостроительные стали, которые позволяли бы применять их без ограничений в условиях Арктики. Такие стали с гарантированной работоспособностью, не имеющие аналогов в мире по совокупности механических свойств, характеристик хладостойкости и трещиностойкости при температурах минус 40...минус 60 °С,

получили название – стали с индексом «Агс». В 2012 г. требования к ним были внесены в «Правила...» Российского морского регистра судоходства [10, 11]. Принципиальным отличием хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс» от базовых сталей категорий D, E, F (при одинаковых требованиях к механическим свойствам) является то, что характеристики работоспособности листового проката и сварных соединений таких сталей должны гарантироваться технологией их производства. Однако такие технологии производства листового проката из сталей с индексом «Агс» на российских металлургических заводах до выполнения настоящей работы отсутствовали, а за рубежом никогда не существовали. Стали категорий D, E, F (оценка хладостойкости по величине работы удара при температурах минус 20, минус 40 и минус 60 °С соответственно), освоенные в период 2002-2008 гг. на ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»), применялись в ограниченной толщине, а характеристики работоспособности оценивались применительно к конкретным условиям эксплуатации.

Сложность процесса получения высококачественных хладостойких сталей арктического применения обусловлена тесной взаимосвязью всех технологических переделов, включающих выплавку полупродукта, доводку металла, внепечное рафинирование и разливку стали, термомеханическую и термическую обработку. При этом каждый этап вносит свой вклад в формирование физической, химической и структурной неоднородности [12], наблюдаемой в готовом листовом прокате по его сечению. При обеспечении в процессе выплавки и разливки высокого металлургического качества механические свойства определяются однородностью и изотропностью (допустимой степенью неоднородности и анизотропии) структуры по сечению листового проката. В связи с этим основной задачей является разработка технологических режимов горячей пластической деформации и термической обработки с учетом неоднородности распределения температурно-деформационно-кинетических параметров [13, 14] по сечению массивных промежуточных заготовок для получения заданной структуры в готовом листовом прокате, требования к которой применительно к сталям с индексом «Агс» до выполнения настоящих исследований разработаны не были.

Современное высокотехнологичное прокатное и термическое оборудование позволяет с высокой степенью точности воспроизводить заданные технологические режимы (что ранее было проблематично), что и обеспечило возможность перейти к разработке прецизионных технологий производства листового проката из высоконадежных судостроительных сталей для Арктики с гарантированной работоспособностью при низких климатических температурах. Разработка таких сталей для системной круглогодичной добычи и транспортировки углеводородов с арктических месторождений способствует инновационному и технологическому развитию экономики РФ, обеспечивая экономическую и энергетическую безопасность страны.

В связи с вышеизложенным, **целью работы** является создание хладостойких судостроительных сталей с пределом текучести 355...750 МПа с гарантированной работоспособностью при низких температурах (с индексом «Агс»), предназначенных для эксплуатации в Арктике, и технологий их производства.

**Объектом проведения исследований** являются низкоуглеродистые хладостойкие судостроительные стали:

- низколегированные стали с гарантированным пределом текучести от 355 до 460 МПа (уровней прочности 355...460) с углеродным эквивалентом  $C_{\text{экв}}^1=0,20-0,44$  %;

- экономнолегированные стали с гарантированным пределом текучести от 500 до 750 МПа (уровней прочности 500...750) с углеродным эквивалентом  $C_{\text{экв}}=0,45-0,60$  %.

**Предметом исследований** является количественная взаимосвязь параметров структуры листового проката с легированием, температурно-деформационными режимами термомеханической обработки, режимами закалки и высокотемпературного отпуска, механическими свойствами и характеристиками работоспособности при низких температурах испытаний.

В процессе выполнения работы **поставлены и решены следующие задачи:**

1. Разработаны количественные требования к параметрам структуры по сечению листового проката, обеспечивающей получение гарантированных характеристик работоспособности хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc».

2. Установлена взаимосвязь параметров структуры с механическими свойствами и характеристиками работоспособности низколегированных и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей.

3. Разработаны химические составы хладостойких судостроительных сталей для Арктики, в том числе с индексом «Arc».

4. Определены температурно-деформационные схемы горячей пластической деформации при исследовании структурообразующих процессов на базе имитационного моделирования на дилатометре и пластометре «GLEEBLE 3800», обеспечивающие формирование дисперсной структуры.

5. Установлено влияние режимов термомеханической и термической обработки на количественные параметры структуры по сечению листового проката, механические свойства и характеристики работоспособности.

6. Разработаны и внедрены в промышленных условиях технологии производства листового проката из хладостойких судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью в арктических условиях.

1. Проведена оценка механических свойств и характеристик работоспособности листового проката, изготовленного в промышленных условиях по разработанным технологиям, установлены закономерности формирования структуры и свойств в зоне термического влияния (ЗТВ) сварных соединений из низколегированных и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc».

**На защиту выносятся следующие положения:**

1. Количественные требования к параметрам структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката для хладостойких судостроительных

---

<sup>1</sup>  $C_{\text{экв}} = C+(Mo+Cr+V)/5+(Cu+Ni)/15+Mn/6$ , масс. %

низколегированных и экономнолегированных сталей с индексом «Агс» с гарантированной работоспособностью при низких температурах.

2. Взаимосвязь параметров структуры с характеристиками работоспособности низколегированных и экономнолегированных судостроительных сталей.

3. Концепции легирования судостроительных хладостойких сталей с пределом текучести 355...750 МПа с индексом «Агс» с гарантированной работоспособностью при низких температурах.

4. Взаимосвязь технологических параметров термомеханической и термической обработки со структурой по сечению листового проката, механическими свойствами и характеристиками работоспособности.

5. Технологические режимы двухстадийной термомеханической обработки с ускоренным охлаждением для производства листового проката из низколегированных судостроительных сталей уровней прочности 355-460, в том числе с индексом «Агс».

6. Технологические режимы горячей прокатки, закалки с прокатного и печного нагрева с высокотемпературным отпуском для производства листового проката из экономнолегированных судостроительных сталей уровней прочности 500-750 с индексом «Агс».

**Научная новизна** работы заключается в разработке научно обоснованных принципов создания хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс» с гарантированной работоспособностью при низких температурах и технологий их производства.

Для низколегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355...460 с ферритно-бейнитной структурой после термомеханической обработки с ускоренным охлаждением (ТМО+УО):

1. Разработаны количественные требования к параметрам структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката из низколегированных судостроительных сталей с индексом «Агс»:

- соотношению структурных составляющих (суммарное количество квазиполигонального феррита и бейнита гранулярной морфологии - не менее 70 %, доля «негранулярного» бейнита (бейнита речной морфологии и бейнита, образовавшегося в результате развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе речного бейнита при самоотпуске) - не более 25 %);

- анизотропии структуры, оцениваемой степенью вытянутости крупных структурных составляющих размером более 25 мкм (коэффициент анизотропии  $K_{a100}$  – не более 1,2) и количеством областей «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм – не более 10 %;

- дисперсности и однородности структурных элементов, определенных при угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  (средний и максимальный размер элементов структуры не более 10 и 20 мкм соответственно при их допустимом изменении по сечению листового проката - не более 5 мкм), при доле малоугловых границ  $\sim 30-40$  %, не менее 15 % из которых разориентированы углами  $5-15^\circ$ .



2. Установлено, что для снижения анизотропии ферритно-бейнитной структуры в соответствии с требованиями к низколегированным судостроительным сталям с индексом «Агс» необходимо ограничение суммарного содержания никеля и меди – не более 1 % для уменьшения количества бейнита речной морфологии при введении хрома (0,05-0,20 %) и ванадия (0,01-0,03 %), способствующих интенсификации выделения квазипolygonального феррита в сочетании с гранулярным бейнитом. При этом микролегирование молибденом (0,08-0,11%) и ниобием (0,02-0,04 %) обеспечивает равномерное протекание статической рекристаллизации аустенита по сечению крупномасштабных заготовок и сдерживание собирательной рекристаллизации в центральных слоях, препятствуя образованию крупных областей речного бейнита.

3. Разработан комплекс технологических приемов ТМО+УО, направленный на повышение однородности и дисперсности структуры по сечению листового проката толщиной до 50 мм из низколегированных сталей с индексом «Агс», включающий:

- проведение высокотемпературной (черновой) стадии прокатки по возрастающей схеме обжатий по проходам 10→15 % согласно убывающему температурному графику  $(T_{sr}+50^{\circ}C) \rightarrow T_{sr}^2$  при контролируемом снижении температуры деформации в последних 1-2 проходах до  $\sim (T_{sr}-50^{\circ}C)$ , препятствующем развитию процесса собирательной рекристаллизации в центральных слоях промежуточных заготовок;

- использование на завершающей (чистовой) стадии прокатки убывающего  $(A_{r3}^3+(70...80)^{\circ}C) \rightarrow (A_{r3}+(20...30)^{\circ}C)$  или изотермического (при температуре  $\sim A_{r3}+30^{\circ}C$ ) температурного графика в зависимости от толщины листового проката при убывающей схеме обжатий по проходам 15→10 %, что обеспечивает перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением формирование субзеренной структуры в аустените и препятствует наклепу более крупных зерен аустенита;

- ускоренное охлаждение до средней или нижней температурной области бейнитного превращения -  $\sim A_{r3}-(270...330)^{\circ}C$  в зависимости от толщины листового проката.

Для экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 500...750 с бейнитной и бейнитно-мартенситной структурой после закалки с прокатного и печного нагрева с последующим высокотемпературным отпуском (ЗПН+О и З+О):

4. Установлено, что в экономнолегированных сталях с индексом «Агс» после ЗПН+О получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах обеспечивается при выполнении комплексных требований к структуре листового проката по всему сечению:

- доля речных составляющих (дислокационного речного мартенсита и речного бейнита) с субзеренным строением реек - не менее 55 % при ограничении количества бейнита гранулярной морфологии – не более 45...10 % в зависимости от уровня прочности и толщины листового проката;

---

<sup>2</sup>  $T_{sr}$  – минимальная температура, при которой завершается статическая рекристаллизация за время не более 100 с.

<sup>3</sup>  $A_{r3}$  – критическая точка  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении горячедеформированного мелкозернистого аустенита, определенная при скорости охлаждения 15-20 °C/с.

- равномерное распределение (без скоплений в виде цепочек или сетки) карбидной фазы цементитного типа, легированной хромом и молибденом,  $Me_{23}C_6$  и  $Me_6C$  размером не более 250 нм преимущественно по границам субзерен и реек;

- средний и максимальный размер структурных элементов при  $\theta_t=5^\circ$  не более 8 и 25 мкм соответственно при их допустимом изменении по сечению листового проката - не более 3 мкм и доле большеугловых границ с разориентировками более  $50^\circ$  - не менее 40 %.

5. Выявлено, что в экономнолегированных сталях после ЗПН+О увеличение доли реечного мартенсита с субзеренным строением реек (разделенных на фрагменты размером не более 0,3 мкм) способствует повышению сопротивления хрупкому разрушению, обеспечивая при его количестве  $\sim 50-75\%$  значения температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  - не выше минус  $50^\circ C$ .

6. Для экономнолегированных сталей с индексом «Arc», изготавливаемых по технологии ЗПН+О, установлена целесообразность ограничения суммарного содержания никеля, меди, молибдена в пределах 2...3 %, хрома в пределах 0,5...0,8 % для снижения прочности в исходном закаленном состоянии. Это позволяет проводить последующий высокий отпуск при температурах не выше  $660^\circ C$ , исключая развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе реечных составляющих по типу «in-situ» и обеспечивающий уменьшение среднего размера структурных элементов при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ \sim$  в 2 раза за счет формирования субзеренной структуры в рейках  $\alpha$ -фазы при полигонизации.

7. Установлено, что в экономнолегированных сталях после ЗПН+О, содержащих 0,5-0,8% хрома, увеличение суммарного содержания никеля, меди и молибдена от 2 до 3 % способствует снижению значений критической температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  за счет увеличения доли реечных составляющих с субзеренным строением реек и повышения дисперсности карбидной фазы (уменьшения максимального размера частиц от  $\sim 250$  нм до  $\sim 160$  нм), связанного с увеличением мест зарождения карбидных частиц в условиях повышенной плотности несовершенств кристаллического строения.

8. Показано, что повышение однородности и дисперсности структуры по сечению листового проката из экономнолегированных сталей с индексом «Arc» обеспечивают режимы двухстадийной горячей деформации с последующей прямой закалкой (ЗПН):

- нагрев до температуры  $T_{sr}+(200...220)^\circ C$  с нормированием градиента температуры по толщине непрерывнолитой заготовки – не более  $15^\circ C$ ;

- деформация на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки по убывающему температурному графику в диапазоне  $(T_{sr}+50^\circ C) \rightarrow T_{sr}$  при возрастающей схеме обжатий по проходам 10 $\rightarrow$ 20 %, на завершающей (чистой) стадии прокатки - по убывающему графику в пределах узкого диапазона температур  $(T_{sr}-50^\circ C) \rightarrow (T_{sr}-80^\circ C)$  или при постоянной температуре  $\sim (T_{sr}-70^\circ C)$  в зависимости от толщины листового проката согласно убывающей схеме обжатий по проходам 15 $\rightarrow$ 10 %;

- ускоренное охлаждение от температуры не ниже  $\sim (T_{sr}-100^\circ C)$  со скоростью не менее  $5^\circ C/c$  по всему сечению листового проката.

9. Установлено, что в экономнолегированных сталях после З+О получение высоких характеристик работоспособности при температурах минус 40...минус 50 °С достигается при формировании преимущественно бейнитной структуры, удовлетворяющей требованиям:

- размер бывших аустенитных зерен – не более 35 мкм;
- доля бейнита гранулярной морфологии - не менее 45 % по всему сечению листового проката;
- размер карбидных частиц не более 200 нм по границам пакетов и бывших аустенитных зерен и не более 250 нм по границам реек и субзерен;
- средний и максимальный размер структурных элементов при  $\theta_t=5^\circ$  - не более 10 и 25 мкм соответственно с допустимым изменением по всему сечению листового проката - не более 5 мкм.

**Теоретическая значимость работы.** Диссертационная работа позволяет расширить представления о взаимосвязи структурообразования и карбидообразования в хладостойких судостроительных сталях арктического применения с технологическими параметрами изготовления, механическими свойствами и характеристиками работоспособности, а также об особенностях формирования структуры на различных участках ЗТВ сварных соединений хладостойких сталей различного легирования.

**Практическая значимость и внедрение результатов работы** состоит в следующем:

1. Разработке химических составов судостроительных хладостойких сталей арктического применения, в том числе с индексом «Агс», защищенных 6 патентами РФ.

2. Разработке нормативно-технической документации, одобренной Российским морским регистром судоходства (РМРС), на поставку высококачественных судостроительных сталей арктического применения на крупнейшие заводы-строители судов и морской техники: АО «Балтийский завод», ПАО «Выборгский судостроительный завод», ПАО Судостроительный завод «Северная верфь», ООО «Судостроительный комплекс «Звезда», АО «Адмиралтейские верфи», АО «ПО «Севмаш», а также на ведущую судоремонтную верфь РФ - АО «Центр судоремонта «Звездочка»:

- новой редакции Национального стандарта - ГОСТ Р 52927-2023 в части внесения судостроительных сталей с индексом «Агс» широкого спектра прочности – с гарантированным пределом текучести от 355 до 690 МПа, расширения сортамента по увеличению толщины листового проката с гарантированной хладостойкостью при температуре минус 60 °С (категории F), внесения требований к параметрам структуры;

- технических условий, согласованных с предприятиями-изготовителями листового проката (ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»)).

3. Разработке, освоении и внедрении в промышленных условиях ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» по кооперации с ПАО «Северсталь» технологий производства листового проката из низколегированных и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с пределом текучести 355...750 МПа с индексом «Агс», листового проката больших толщин до 100 мм из низколегированных хладостойких сталей категорий D,

Е, Ф. Разработке технологической документации на изготовление опытно-промышленных и промышленных партий листового проката из судостроительных сталей уровней прочности 355...750 для Арктики, согласованной с заводами-производителями (акты внедрения ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь»).

4. Проведении сертификационных испытаний листового проката из разработанных сталей по Программам РМРС с получением Свидетельств о признании изготовителя - СПИ (ПАО «ММК», ПАО «Северсталь»), положительного Заключения РМРС с возможностью их изготовления под техническим наблюдением РМРС (ООО «ОМЗ-Спецсталь»).

5. Обеспечении поставок листового проката из высококачественных хладостойких сталей арктического применения по заказам ведущих судостроительных предприятий Российской Федерации (ключевой потребитель - АО «Объединенная судостроительная корпорация»), в необходимом сортаменте и объеме более 300 тысяч тонн, в том числе более 20 тысяч тонн сталей с индексом «Arc».

6. Внесении в проектную документацию АО «ЦКБ «Айсберг» и обеспечении высоконадежными хладостойкими материалами с гарантированной работоспособностью строительства серии крупнейших в мире универсальных атомных ледоколов проекта 22220 «Арктика», «Сибирь», «Урал», «Якутия», «Чукотка», «Ленинград» и «Сталинград» (в АО «Балтийский завод»), самого мощного (120 МВт) в мире атомного ледокола «Лидер» проекта 10510 (в ООО «Судостроительный комплекс «Звезда»), ледокольного судна обеспечения проекта Aker ARC 130 A, самого большого в мире многофункционального линейного дизель-электрического ледокола проекта 22600 «Виктор Черномырдин» и других судов (акты внедрения АО «Балтийский завод», АО «ЦКБ «Айсберг»).

7. Применении АО «ЦКБ «Айсберг» разработанной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа с индексом «Arc» при проектировании модернизированного атомного плавучего энергоблока проекта 20871 для энергоснабжения Баимского горно-обогатительного комбината на Чукотке, судна атомно-технологического обслуживания проекта 22770 для выполнения комплекса работ по перезарядке реакторных установок атомных ледоколов и плавучих.

**Личный вклад автора** состоит в постановке цели и научно-технических задач работы, проведении теоретических исследований, анализе, систематизации и обобщении экспериментальных научных результатов, изложенных в диссертации, в том числе:

1. Разработке программ проведения исследований и испытаний.
2. Исследовании и анализе взаимосвязи легирования, фазовых превращений, параметров структуры, механических свойств и характеристик работоспособности листового проката из судостроительных сталей различного легирования.
3. Разработке количественных требований к параметрам структуры по сечению листового проката из судостроительных сталей арктического применения.
4. Разработке химических составов судостроительных сталей с индексом «Arc» с гарантированным пределом текучести от 355 до 750 МПа, а также низколегированных хладостойких сталей для листов больших толщин.

5. Исследования и анализе влияния технологических режимов ТМО+УО, ЗПН+О и З+О на параметры структуры по сечению листов, механические свойства и характеристики работоспособности листового проката из низколегированных и экономнолегированных судостроительных сталей.

6. Разработке технологических режимов термомеханической и термической обработки для промышленного производства листового проката из судостроительных хладостойких сталей для Арктики, авторском сопровождении изготовления опытно-промышленных партий листового проката, исследовании его качества и структуры в соответствии с разработанными требованиями.

7. Подготовке научных статей и представлении докладов, содержащих результаты исследований, на научно-технических конференциях, форумах и семинарах.

**Достоверность** основных результатов, положений, выводов и рекомендаций подтверждена:

- большим объемом проведенных лабораторных, опытно-промышленных экспериментов и проанализированных данных, на основании которых сделаны научные выводы и разработаны требования к структуре и технологические режимы для промышленного производства листового проката;

- высокой воспроизводимостью результатов исследований, полученных в лабораторных условиях с использованием пластометра «GLEEBLE 3800», верифицированных в промышленных условиях;

- применением взаимодополняющих апробированных методик исследования структуры (оптической металлографии, сканирующей (СЭМ), в том числе с использованием EBSD-анализа, и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ));

- проведением испытаний в аккредитованных лабораториях;

- практическими результатами реализации разработанных технологических процессов изготовления листового проката из судостроительных сталей для Арктики в промышленных условиях с гарантированным обеспечением требуемых характеристик в соответствии с «Правилами...» РМРС и ГОСТ Р 52927;

- полномасштабным внедрением результатов работы в производство при массовом изготовлении высококачественного листового проката на ведущих металлургических комбинатах.

**Апробация работы.** Основные результаты работы были представлены на 28 международных научно-технических конференциях, форумах, и семинарах: XX, XXI Менделеевских съездах по общей и прикладной химии, г. Екатеринбург, г. Санкт-Петербург, 2016, 2019 г.; XXI Международной научно-практической конференции «Трубы-2014», г. Челябинск, 2014 г.; IV Международной конференции «Современные требования и металлургические аспекты повышения коррозионной стойкости и других служебных свойств углеродистых и низколегированных сталей», г. Москва, 2015 г.; научных чтениях им. чл.-корр. РАН Ивана Августовича Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов», г. Москва, 2016 г.; IX Всероссийской конференции по испытаниям и

исследованиям свойств материалов «ТестМат» посвященной 110-летию со дня рождения профессора, д.т.н. Николая Митрофановича Склярова, г. Москва, 2017 г.; LVIII и LXI Международных конференциях «Актуальные проблемы прочности», посвященных памяти профессора Э.В.Козлова и 90-летию профессора Криштала, г. Пермь, г. Тольятти, 2017, 2019 гг.; 12-ой, 13-ой и 14-ой Международных конференциях и выставках по освоению нефти и газа Российской Арктики и континентального шельфа стран СНГ (RAO/CIS Offshore 2017, 2018, 2019), г. Санкт-Петербург, 2017, 2018, 2019 гг.; III Международной научно-технической конференции «Научно-технический прогресс в черной металлургии» г. Череповец, 2017 г.; Межотраслевой научно-практической конференции, посвященной ключевым вопросам кораблестроения России «ВОКОР-2017», г. Санкт-Петербург, 2017 г.; VIII Международной научно-технической конференции «Низкотемпературные и пищевые технологии в XXI веке», г. Санкт-Петербург, 2017 г.; 16-ой, 17-ой и 23-ей Научно-технических конференциях «Новые перспективные материалы, оборудование и технологии для их получения» в рамках 23-ей, 24-ой и 30-ой Международной промышленной выставки «Металл-Экспо 2017, 2018, 2023», г. Москва, 2017, 2018, 2023 гг.; I и III Международных конференциях «Материалы и технологии для Арктики», г. Санкт-Петербург, 2017, 2023 гг.; XXIV Уральской школы металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», г. Магнитогорск, 2018 г.; научно-технической конференции «Современное состояние металловедения» (к 100-летию со дня рождения А.П. Гуляева), г. Москва, 2018 г.; 4-ой научно-практической конференции с международным участием, посвященной 70-летию юбилею кафедры «Металловедение, технология термической и лазерной обработки металлов», г. Пермь, 2019 г.; 4-ой Международной выставки и конференции по судостроению и развитию инфраструктуры континентального шельфа, OMR 2020, г. Санкт-Петербург, 2020 г.; VII Международной конференции «Российское судостроение 2020», г. Санкт-Петербург, 2020 г.; Шестом междисциплинарном научном форуме с международным участием «Новые материалы и перспективные технологии», Президиум РАН, г. Москва, 2020 г.; X Международной школе, посвященной 10-летию лаборатории «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы» и LXIII Международной конференции «Физическое металловедение. Актуальные проблемы прочности», посвященной 70-летию Тольяттинского государственного университета, г. Тольятти, 2021 г.; Научно-технических семинарах «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», г. Москва, 2019, 2022 гг.

Результаты диссертационной работы были представлены на соискание и награждены премией Правительства Российской Федерации 2022 года в области науки и техники за работу «Разработка, цифровизация и внедрение комплексных научно-технических решений по производству стального проката нового поколения для базовых отраслей отечественной промышленности», премией имени И.В.Курчатова за лучшую работу в области инженерных и технологических разработок за 2018 г. по теме: «Разработка научно-технологических основ создания хладостойких сталей с гарантированным пределом текучести 355-750 МПа для Арктики, а также разработка технологии их сварки»; первой премией Международного конкурса научных, научно-технических и инновационных разработок, направленных на

развитие и освоение Арктики и континентального шельфа за 2017 год в рамках Международной конференции и выставки по освоению нефти и газа Российской Арктики и континентального шельфа стран СНГ (RAO/CIS Offshore) по теме: «Разработка и внедрение технологий производства хладостойкого металлопроката для ледокольного флота, морской и инженерной техники, эксплуатирующейся в Арктике» (работы выполнены в соавторстве).

**Основное содержание диссертационной работы** опубликовано в **49 печатных работах**, в том числе **31 статье** в изданиях, **рекомендованных** перечнем ВАР (SPIN-код: 2857-4271, AuthorID: 728693), **19 публикаций** издано на английском языке и индексируются в **базе данных SCOPUS** (Author ID 56520095400), получено **6 патентов РФ** на составы и способы производства разработанных хладостойких сталей арктического применения.

**Структура и объем диссертационной работы.** Диссертационная работа состоит из введения, восьми глав, заключения, списка литературы из 294 наименований, списка сокращений и условных обозначений и 6 Приложений. Основной текст изложен на 427 страницах, содержит 165 рисунков и 70 таблиц. Приложения на 42 страницах включают 25 рисунков, 19 таблиц и 5 актов внедрения результатов диссертационной работы.

**Первая глава** посвящена анализу развития требований к хладостойким судостроительным сталям с учетом условий эксплуатации, описанию металлургических принципов их создания, обзору сведений об известных композициях легирования хладостойких сталей и технологических процессах их производства, особенностях процессов структурообразования в них, взаимосвязи структуры, механических свойств и характеристик работоспособности. Показана актуальность выполнения настоящих исследований и обоснована постановка задачи.

**Во второй главе** приведены характеристики исследованных судостроительных сталей, представлены основные методы и методики проведения моделирования процессов структурообразования, структурных исследований и механических испытаний, определения характеристик работоспособности листового проката и его сварных соединений.

**Третья глава** посвящена установлению взаимосвязи легирования, параметров структуры, механических свойств и характеристик работоспособности при низких температурах листового проката из низколегированных сталей после ТМО+УО и экономнолегированных сталей после ЗПН+О и З+О. На базе данных исследований разработаны количественные требования к параметрам структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката из судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью при низких температурах; научно обоснованные концепции легирования хладостойких сталей для Арктики, в том числе с индексом «Агс».

**В четвертой главе** представлены результаты определения температурно-деформационно-кинетических параметров технологических процессов (ТМО+УО, ЗПН, ЗПН+О, З+О), обеспечивающих формирование однородной мелкодисперсной ферритно-бейнитной, бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры в новых сталях с индексом «Агс», при исследовании роста зерна при нагреве на дилатометре, особенностей динамической и статической рекристаллизации, имитационного моделирования технологических процессов на

пластометре «GLEEBLE 3800». Разработаны рекомендации для опытно-промышленного опробования.

**Пятая глава** посвящена исследованию влияния различных режимов ТМО+УО на параметры ферритно-бейнитной структуры по сечению листов, механические свойства, характеристики работоспособности и характер разрушения образцов листового проката толщиной 50-100 мм из низколегированных сталей. Разработаны промышленные режимы ТМО+УО для производства листового проката толщиной до 100 мм из хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355...460 для Арктики, в том числе с индексом «Агс» (толщиной до 50 мм). Представлены результаты исследований структуры по сечению листов в соответствии с разработанными требованиями, оценки механических свойств и характеристик работоспособности листового проката.

**В шестой главе** представлены результаты исследования влияния температурно-деформационных режимов прокатки на однородность и дисперсность бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры, параметров закалки и высокотемпературного отпуска на структуру, механические свойства и характер разрушения образцов от листового проката из низко- и экономнолегированных сталей. Разработаны промышленные режимы ЗПН+О и З+О для производства листового проката толщиной до 40...60 мм из экономнолегированных сталей уровней прочности 500...750 с индексом «Агс», толщиной до 100 мм из низколегированных сталей уровней прочности 420-460 категорий D, E, F. Приведены результаты исследований структуры по сечению листов в соответствии с разработанными требованиями, оценки механических свойств и характеристик работоспособности листового проката.

**В седьмой главе** представлены результаты изготовления опытно-промышленных партий листового проката из низко- и экономнолегированных сталей, изготовленных на ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» по разработанным технологиям, с оценкой качества листов и их сварных соединений. Рассмотрено влияние погонной энергии, послесварочной термической обработки на структуру и свойства различных участков ЗТВ сварных соединений листового проката из разработанных сталей для Арктики. Показано влияние совместного воздействия температуры и деформации на деформационную способность наиболее опасных участков ЗТВ сварных соединений из низколегированных сталей с индексом «Агс».

**Восьмая глава** посвящена внедрению разработанных судостроительных сталей арктического применения при строительстве ледоколов, судов ледового плавания, плавучих энергоблоков и других объектов сложной морской техники.

**В Приложениях А-Е** представлены акты внедрения разработанных технологических процессов в ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь», АО «Балтийский завод», АО «ЦКБ «Айсберг»» и материалы, не вошедших в основной текст диссертации.

**Итогом работы** стала разработка и внедрение промышленных технологий производства толстолистового проката из низкоуглеродистых хладостойких судостроительных сталей арктического применения с гарантированным пределом текучести 355...750 МПа:

- с индексом «Агс», обеспечивающих эксплуатационную надежность при температурах



до минус 40...минус 50 °С, применяемых без ограничений в условиях Арктики и не имеющих аналогов в мире;

- категории F с высоким уровнем работы удара при температуре испытаний минус 60 °С вплоть до 100 мм (низколегированные стали), которые до выполнения настоящей работы отсутствовали на российских металлургических предприятиях.

Это позволило решить важнейшую народнохозяйственную задачу стратегического значения по обеспечению высоконадежными судостроительными сталями строительства мощного ледокольного флота, морских ледостойких платформ и другой конкурентоспособной специализированной морской техники, обеспечивающей эффективное и экологически безопасное освоение углеводородных ресурсов шельфовых месторождений, интенсивную круглогодичную эксплуатацию СМП и технологический суверенитет РФ.

Выполнение диссертационной работы осуществлялось в рамках выполнения государственных контрактов № 16411.1810190019.09.003 от 20.10.2016 г. (шифр «Арктическая сталь»), № 18411.1810190019.09.003 от 06.11.2018 г. (шифр «Арктическая сталь-2»), ряда договорных работ с ведущими металлургическими предприятиями-изготовителями продукции судостроительной отрасли – ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» и ПАО «Северсталь», а также ряда работ, финансируемых из фонда научно-технического развития НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей».

Автор выражает искреннюю благодарность ученым и специалистам аккредитованной испытательной лаборатории «Промтест КМ», Центра коллективного пользования уникальным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИИ КМ «Прометей, ИФМ УрО РАН, ООО «Тиксомет» за оказанную помощь и непосредственное участие в проведении комплекса испытаний с определением механических свойств и характеристик работоспособности и исследовании структуры судостроительной стали.

## Глава 1. РАЗВИТИЕ ХЛАДОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АРКТИКИ

### 1.1. Эволюция требований к хладостойким судостроительным сталям с учетом условий эксплуатации

С появлением сложных сварных конструкций, и, в частности, цельносварных корпусов кораблей и судов, возникла проблема возникновения их хрупких разрушений при низких температурах, которые сначала были многочисленны. К 1970 году было зафиксировано более 250 аварий на судах со сварными корпусами, часто суда разрушались внезапно и в тихую погоду. Проблемой изучения и предотвращения хрупких разрушений и сварных соединений при низких температурах, занимались Н.Н. Давиденков, В.И.Трефилов, И.А.Разов, Г.В.Ужик, Е.М.Шевандин, Ю.А.Шульте, И.Л.Шимелевич, А.С.Завьялов, А.А.Крошкин, И.В.Горынин, Ю.Я.Мешков, В.В.Рыбин, М.И.Гольдштейн и другие ученые [15-23]. В результате были установлены возможные причины возникновения хрупких разрушений, предложены методы оценки склонности стали к хрупкости и критерии применимости материалов при низких температурах.

Основным способом предотвращения хрупких разрушений сварных конструкций является выбор материалов, обладающих достаточно высокой хладостойкостью при минимальной расчетной температуре эксплуатации (способностью противостоять хрупким разрушениям при низких температурах), а основным критерием долгое время оставалось требование к величине работы (энергии) удара малых образцов при заданной температуре испытаний (обычно ниже температуры эксплуатации на 20-40 °С). При этом выбор стали для корпусных конструкций судов и морских конструкций шельфа производится исходя из расчетной температуры эксплуатации рассматриваемого элемента конструкции, категории его ответственности (тяжести последствий при разрушении) и толщины.

В работах А.С.Завьялова, С.И. Сахина, А.А.Крошкина, И.В. Горынина и других ученых было отмечено, что судостроительная сталь, имеющая волокнистое строение излома после разрушения полнотолщинных проб, значительно менее склонна к хрупким разрушениям и развитию в ней трещин, чем сталь с кристаллическим видом излома. Установлено [24; 25], что при температурах выше верхнего порога хрупкости, когда излом является полностью вязким, количество деформированных слоев зерен исчисляется десятками, а когда излом становится полностью кристаллическим, количество деформированных слоев зерен резко снижается и при температуре нижнего порога хрупкости исчисляется единицами. Это обуславливает значительное различие в механической энергии, затрачиваемой на деформацию зерен, и, как следствие – резкое различие в сопротивлении стали возникновению и развитию трещин. В связи с этим волокнистое строение излома при минимально возможных температурах эксплуатации долго время оставалось основополагающим критерием работоспособности конструкционной стали. В связи с этим для оценки качества судостроительной хладостойкой

стали в России обязательным условием являются испытания на статический изгиб при низких температурах на крупногабаритных пробах для определения вязко-хрупкого перехода, а при сдаточных испытаниях – испытания при комнатной температуре с оценкой доли вязкой составляющей в изломе (в зависимости от уровня прочности нормируется от 65 до 90 %).

В 1940-х годах были созданы низколегированные стали марок 09Г2, 09Г2С и 10ХСНД, которые обеспечивали сопротивление хрупкому разрушению при температурах до минус 20 °С, которые успешно применялись для строительства морской техники длительное время. Первая отечественная хладостойкая судостроительная сталь марки СХЛ-4 с нормированием уровня работы удара при температуре испытаний минус 40 °С (в современной документации она имеет обозначение D40S и по химическому составу близка к стали 10ХСНД) была освоена в промышленности в послевоенные годы, поставлялась после закалки с отпуском и была применена для строительства крупных кораблей, в том числе крейсера 68бис [22].

Решение задач разведки и добычи углеводородов в сложных климатических условиях и круглогодичной навигации по СМП потребовало разработки более прочных хладостойких судостроительных сталей для строительства морских платформ, атомных ледоколов и судов снабжения. В результате в 70-80-е годы в ЦНИИ КМ «Прометей» были разработаны марганцевоникелевая и хромоникельмолибденовая высокопрочные стали марок АБ-1 (12ХН2МД) и 10ГНБ с хладостойкостью вплоть до минус 60 °С [26, 27], которые производились ограниченными партиями с применением энергозатратных технологий. Данные стали были применены при строительстве 12-ти самоподъемных буровых плавучих платформ типа «Каспий» и 10-ти полупогружных платформ типа «Шельф» для Охотского и Баренцева морей, корпусов атомных ледоколов «50 лет Победы», «Таймыр» и «Вайгач». На базе этих сталей была разработана высокопрочная листовая сталь марки АБ2Р (12ХН5МДФ) с пределом текучести не менее 690 МПа толщиной до 130 мм, предназначенная для реек самоподъемных буровых платформ и использованная для строительства СПБУ «Арктическая» [25].

За рубежом освоение шельфовых месторождений нефти и газа началось еще в 50-е годы. В США, Японии, Канаде, Норвегии, Южной Корее, Швеции, Финляндии и некоторых других странах развитие производства хладостойких сталей для гражданского судостроения активными темпами нарастало уже с 1960-1970-х годов. Наибольшим опытом обладала Финляндия, которая осуществляла строительство ледоколов и судов ледового класса. За рубежом для ледоколов и морских сооружений применялись высокопрочные стали марок STE 690, NAXTRA-70 фирмы Тиссен, японские стали НТ60, НТ80, N-Tuf; стали типа HSLA американского производства, шведские стали типа ОХ, финские стали типа RAEXE POLAR и др. [28]. Наиболее известными марками строительных сталей за рубежом являются стали марок HSLA и A537 (США), Welten 80 (Япония), HSB55 (Германия), Grade 50 (Англия) с гарантированными пределом текучести от 335 до 500 МПа и хладостойкостью от минус 10 до минус 60 °С [29; 30]. В отличие от российских, это, как правило, марганцевые стали с содержанием углерода не более 0,18 % с небольшими добавками никеля (0,1-0,6 %), меди (0,1-0,3 %), микролегированные ниобием, ванадием и титаном совместно или отдельно.

В 80-е годы были разработаны хладостойкие низколегированные стали с пределом текучести 390 МПа и выше для эксплуатации при температурах минус 20 °С и ниже. Их созданию посвящены работы М.В.Приданцева, Ю.Л.Легостаева, В.А.Мальшевского, П.Д.Одесского, Ю.П.Солнцева и других ученых [26; 27; 31-36]. Следует отметить, что в отечественной промышленности до начала 2000-х годов широко применялись хладостойкие судостроительные стали с нормированием значений работы удара при температуре до минус 40 °С, которые поставлялись по ГОСТ 5521-93.

Требования зарубежной нормативно-технической документации, заложенные в проектах ледостойких платформ (в частности, для месторождения «Приразломное»), существенно превышали требования ГОСТ 5521-93, а российской промышленностью массово не производились хладостойкие стали с гарантированным уровнем работы удара при температуре испытаний минус 60 °С (категории F<sup>4</sup>), которые требовались для их верхнего строения.

Повышение хладостойкости в отечественных высокопрочных судостроительных сталях достигалось за счет дополнительного легирования никелем, хромом и молибденом и совершенствования режимов термической обработки (заковки с отпуском), что приводило к существенному росту затрат на их производство. В связи с огромной металлоемкостью сложных сварных конструкций, высокопрочные хладостойкие стали отечественного производства были неконкурентоспособны по отношению к зарубежным аналогам по экономическим причинам, несмотря на их высокую надежность. Это фактически привело к вытеснению отечественных производителей металлопродукции, как это произошло в проектах «Сахалин-1» и «Сахалин-2», и передаче проектирования зарубежным компаниям, использующим материалы, зачастую не отвечающие требованиям надежной эксплуатации в экстремальных условиях арктического шельфа РФ (предотвращение хрупких разрушений) [25].

Причинами, повышающими опасность возникновения хрупких разрушений морских стационарных платформ по отношению к судовым конструкциям, являются: использование элементов больших толщин (до 50...70 мм для плоских и ферменных конструкций, до 150 мм – для реек самоподъемных буровых установок), а также повышение уровня прочности используемых сталей. Однако практический опыт успешной эксплуатации был накоплен лишь для открытых морских бассейнов (Северное и Норвежское моря) с минимальными (расчетными) температурами эксплуатации  $T_p$  не ниже минус 10 °С, а также для конструкций моря Бофорта ( $T_p$  - минус 20°С). Необходимость освоения месторождений бассейна Арктики, где температуры достигают минус 45... минус 50 °С (Печерское море), и дальневосточных морей (минус 35...минус 40 °С) потребовала особого подхода к созданию хладостойких сталей.

Это привело к существенному пересмотру требований к судостроительным сталям, работающим в экстремальных условиях, обеспечивающим надежную эксплуатацию сварных конструкций, на основании механики разрушения. В 2001 году в РФ были разработаны «Правила классификации, постройки и оборудования плавучих буровых установок и морских

---

<sup>4</sup> Для судостроительных сталей повышенной и высокой прочности в зависимости от температуры испытаний образцов на ударный изгиб действуют следующие обозначения: А – 0 °С, D – минус 20 °С, E – минус 40 °С, F – минус 60 °С.

стационарных платформ», определяющие требования к механическим свойствам, методам и объемам испытаний, а также системе аттестации судостроительных сталей, работающих в условиях низких температур. Впервые для отечественной практики при проведении сертификационных испытаний были установлены требования к критическому раскрытию вершины трещины CTOD с учетом категорий ответственности элементов конструкции, цикличности нагрузки, толщине и уровню прочности стали, а также к контролю условий торможения хрупкой трещины в основном металле. Внесены стали с индексом «W» для сталей улучшенной свариваемости с гарантией сопротивляемости слоистым разрывам с особыми требованиями к химическому составу и работы удара при низких температурах [11].

В действующей на тот момент нормативной документации на поставку судостроительных сталей - ГОСТ 5521-93 отсутствовали хладостойкие марки стали с расчетной температурой эксплуатации до минус 40...минус 60 °С и стали улучшенного качества (с индексами Z25, Z35, W – стойкие к слоистым разрывам и улучшенной свариваемости) для конструкций ответственного назначения. Это потребовало существенной переработки и совершенствования нормативно-технической документации применительно к условиям эксплуатации морской техники в сложных арктических условиях.

В 2008 г. была разработана первая редакция национального стандарта Российской Федерации на поставку судостроительных сталей - ГОСТ Р 52927-2008, который базировался на требованиях «Правил классификации и постройки морских судов» (часть XIII «Материалы») [10] и «Правил классификации, постройки и оборудования плавучих буровых установок и морских стационарных платформ» [11] РМРС, скоординированных в свою очередь с требованиями Международной ассоциации классификационных обществ МАКО (IACS). В разработанный ГОСТ Р 52927-2008 были внесены марки стали с гарантированным пределом текучести 315, 355 и 390 МПа категорий D и E (соответствующие требованиям ГОСТ 5521-93), а также их новые модификации с более высокими требованиями к качеству металла. Внесена сталь различных уровней прочности категории F, введены марки стали с гарантированной сопротивляемостью слоистым разрывам и улучшенной свариваемостью (Z-стали, стали с индексом W). В хладостойких сталях строго регламентировано содержание углерода, ограничено содержание вредных примесей – серы (не более 0,005 %) и фосфора (не более 0,010 %), а также максимальные значения  $S_{эжв}$  и коэффициента трещиностойкости при сварке ( $P_{cm}^5$ ). Марочный сортамент дополнен сталями высокой прочности улучшенной свариваемости (с гарантированным пределом текучести 460 и 500 МПа).

Следует отметить, что хладостойкие стали категорий D, E, F по ГОСТ Р 52927-2008, широко освоенные на российских заводах до выполнения настоящей работы, обеспечивают гарантированное отсутствие хрупких разрушений по результатам испытаний на ударный изгиб (KV) при температуре минус 20, минус 40 и минус 60 °С в ограниченной области температур и толщин. На Рисунке 1.1 представлена зависимость максимально возможной толщины элемента конструкции (для наиболее высоконагруженных элементов - группы связи III) от расчетной температуры эксплуатации для сталей категорий A, D, E, F (уровней прочности 355-390). Так,

---

<sup>5</sup>  $P_{cm} = C+Si/30+(Mn+Cr+Cu)/20+Ni/60+Mo/15+V/10+5B$ , масс. %

например, максимальная толщина элементов конструкции, для которой может быть применима сталь марок F36-F40 при расчетной температуре материала минус 40 °С, составляет 25 мм. То есть согласно подходу, принятому в «Правилах...» РМРС [10; 11; 37], выполнение требований только лишь по работе удара для стали данной категории гарантирует отсутствие хрупких разрушений при толщине листового проката до 25 мм.

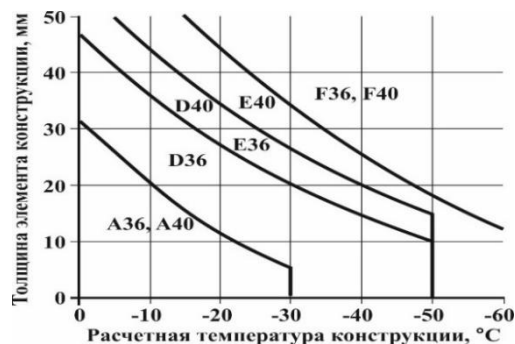


Рисунок 1.1 - Взаимосвязь максимальной толщины элемента конструкции группы связей III и расчетной температуры эксплуатации [37]

Безопасное применение судостроительных сталей в толщинах, превышающих данные ограничения, возможно после подтверждения её работоспособности при низких температурах по результатам дополнительных испытаний (по определению температур вязко-хрупкого перехода на крупногабаритных пробах –  $T_{кб}^6$ , нулевой пластичности  $NDT^7$  и критического раскрытия в вершине трещины CTOD) [10; 11; 38]. Данные испытания ранее проводились при сертификации листового проката с целью расширения возможности применения разработанных материалов для наиболее ответственных элементов конструкций (как того требует РМРС), однако требования к ним длительное время отсутствовали.

## 1.2. Металловедческие основы создания хладостойких судостроительных сталей

Анализ накопленных к настоящему моменту данных, выполненных в работе [25] совместно с соавторами, показал следующее. Хладостойкость стали, как известно, определяется состоянием границ зерен [39], наличием примесей внедрения и их взаимодействием с дислокациями, выделением избыточных фаз, размером зерна [19; 20]. В подавляющем большинстве исследований эффективность методов повышения хладостойкости материала обеспечивается за счет увеличения дисперсности структурных составляющих, легирования

<sup>6</sup>  $T_{кб}$  - критическая температура хрупкости, при которой в изломе образца натурной толщины с концентратором в виде надреза при трехточечном статическом изгибе до разрушения наблюдается не менее 70 % волокнистой составляющей.

<sup>7</sup>  $NDT$  - критическая температура хрупкости («температура нулевой пластичности»), определяемая как максимальная температура, при которой происходит разрушение образца стандартных размеров с хрупкой наплавкой и инициирующим трещину надрезом при ударном нагружении.

никелем или другими атомами замещения, снижения содержания S, P и примесей внедрения (N, O), повышения плотности дислокаций при их благоприятном распределении и контролируется исключительно по изменению работы удара от температуры испытаний.

С увеличением содержания серы растет количество сульфидных включений, играющих роль концентраторов напряжений, возрастает анизотропия значений работы удара при низких температурах [40]. Охрупчивающее влияние фосфора сказывается в обогащении им межзеренных границ из-за сильной ликвации, а также из-за образования концентраторов напряжений – фосфидной эвтектики. Наиболее опасным следствием повышением содержания азота, блокирующего дислокации, является снижение значений работы удара при низких температурах испытаний, повышение порога хладноломкости, а также проявление склонности к деформационному старению, в связи с чем его содержание ограничивают – не более 0,008 %.

В работе [41] установлено, что на уровень вязкости и пластичности судостроительной стали, в том числе в направлении толщины листа (Z-свойства), влияет морфология и распределение неметаллических включений. Крупные частицы и их скопления длиной более 150 мкм облегчают процесс разрушения, приводя к появлению расщеплений и снижению значений работы удара, относительного удлинения и относительного сужения в Z-направлении. Причинами этого служат также наличие химической неоднородности, характеризующейся неравномерным распределением примесей, технологических добавок и легирующих элементов по сечению листового проката, вследствие недостаточной проработки структуры в процессе горячей пластической деформации и наследование осевой рыхлости и химической неоднородности исходной заготовки (непрерывнолитого сляба конвертерного производства (КП) или слитка электросталеплавильного цеха (ЭСЦ)) [25].

В результате при создании хладостойких судостроительных сталей в части повышения металлургического качества исходных заготовок были реализованы: снижение содержания углерода, снижение степени сегрегаций в непрерывнолитом слябе, повышение чистоты стали от вредных примесей (серы – не более 0,005 % масс., фосфора – не более 0,010 % масс.), цветных примесей, газов и неметаллических включений, глобуляризация сульфидных включений, сформулированы требования к макроструктуре слябов и содержанию неметаллических включений (не более 2 балла по ГОСТ 1778).

При обеспечении в процессе выплавки и разливки высокого металлургического качества исходных заготовок сопротивление стали хрупким разрушениям при низких температурах будет определяться типом структуры, дисперсностью и морфологией структурных составляющих, а также степенью развития структурной неоднородности, зависящими как от легирования, так и от технологии изготовления листового проката.

Единственным способом одновременного повышения прочности и сопротивления хрупким разрушениям при низких температурах является использование технологических процессов, способствующих формированию высокодисперсной структуры, которая обеспечивает в соответствии с установленными Холлом и Петчем закономерностями одновременное повышение предела текучести  $\sigma_{0,2}$  и понижение температуры хрупко-вязкого перехода  $T_{пер}$  [42]:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_i + kd^{-1/2}, \quad (1.1)$$

$$T_{пер} = A - Bld^{-1/2} \quad (1.2)$$

где  $\sigma_i$  – напряжение трения решетки,  $k$  – постоянная Холла-Петча,  $d$  – размер зерна,  $A$ ,  $B$  – постоянные металла.

Установленные В.В.Рыбиным, Ю.В.Мильманом, С.А.Фирстовым, В.И.Трефиловым и Паниным В.Е. и другими учеными закономерностями указали на тот факт, что образование субзеренной структуры с малоугловыми границами с разориентировкой не менее  $5^\circ$  должно вносить дополнительный вклад в повышение хладостойкости сталей, а понижение температуры хрупко-вязкого перехода  $T_{пер}$  низкоуглеродистой стали зависит от размера структурного элемента на субмикроруровне, в связи с чем в формуле 1.2 значение  $d$  соответствует размеру «эффективного» зерна или субзерна. Развитие данных представлений позволило усовершенствовать соотношение Холла-Петча в виде:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_i + k_1 d_1^{-1/2} + k_2 d_2^{-1} \quad (1.3)$$

где  $\sigma_i$  – напряжение трения решетки,  $k_1$ ,  $k_2$  – постоянные,  $d_1$ ,  $d_2$  – размер зерна или субзерна [43], а с учетом вкладов твердорастворного упрочнения атомами углерода ( $\sigma_c$ ), легирующих элементов замещения ( $\sigma_3$ ) и различных элементов тонкой структуры (частиц  $\sigma_4$ , дислокаций  $\sigma_d$ , большеугловых  $\sigma_{буг}$  и малоугловых границ  $\sigma_{муг}$  повышение предела текучести  $\sigma_{0,2}$  должно определяться следующим соотношением:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \sigma_c + \sigma_3 + \sigma_{муг} + \sigma_{буг} + \sigma_4 + \sigma_d \quad (1.4)$$

Наиболее значительное повышение дисперсности структуры на микро- и мезоуровне может быть достигнуто при горячей пластической деформации в результате повышения плотности дислокаций, самоорганизации дислокационных структур и формирования разориентированных микрообластей [42-46].

Из всех параметров структуры, оказывающих влияние на хладостойкость стали, размер зерна является наиболее широко описанным в литературных источниках [48-63]. В ферритно-перлитных сталях долгое время хладостойкость в первую очередь связывалась с размером зерна феррита [49; 50], тогда как в бейнитной и бейнитно-мартенситной стали – с размером бывшего аустенитного зерна (БАЗ) [51; 64] и размером пакетов [51-54].

При этом многочисленные исследования показывают [65-77], что для повышения сопротивления стали хрупким разрушениям при низких температурах, кроме получения мелкого зерна и наличия субзеренной структуры, важное значение имеет тип и морфология структуры. В зависимости от химического состава и технологических режимов производства низкоуглеродистой судостроительной стали  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение может завершиться формированием широкого спектра структурных составляющих, отличающихся многообразием морфологических типов и оказывающих различное влияние на уровень механических свойств.

Опубликован ряд работ, посвященных классификации типов структурных составляющих в низкоуглеродистых хладостойких сталях [78-81]. В практике НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИ КМ «Прометей» при описании структуры используется следующая классификация, Рисунок 1.2:



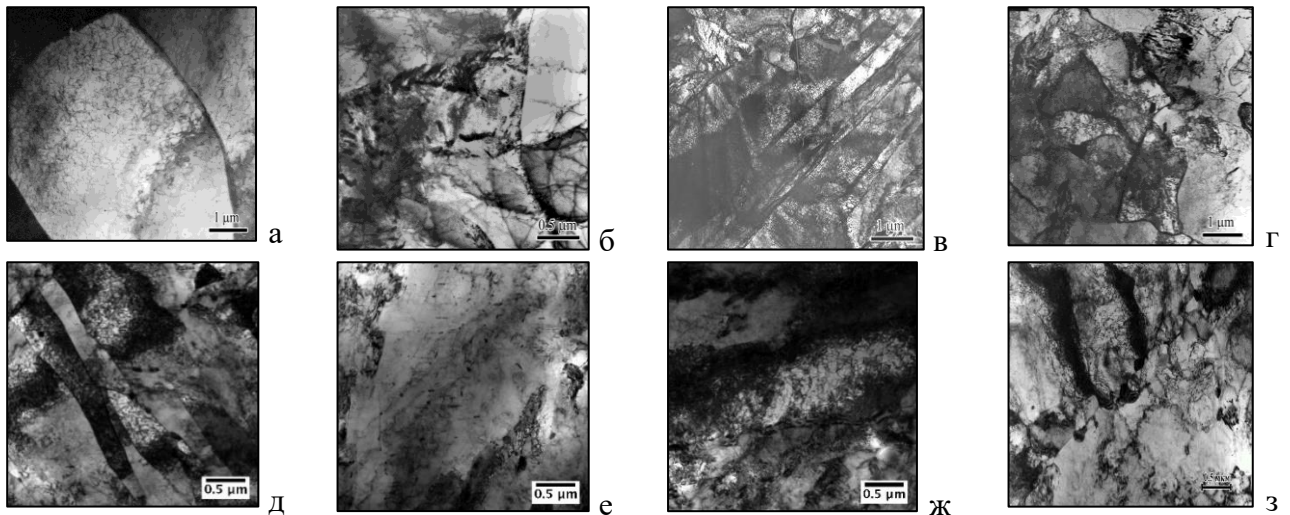


Рисунок 1.2 - Структурные составляющие низкоуглеродистых низколегированных (а-г) и среднелегированных (д-з) сталей: а – ПФ, б - ППБ, в, ж – РБ, г, з – ГБ, д - РМ, е - ВМ

- полигональный феррит (ПФ), для которого характерна низкая плотность дислокаций, отсутствие субструктуры, границы зерен ровные и непрерывные, Рисунок 1.2 а;
- квазиполигональный феррит (КПФ), характеризующийся иррегулярными (искривленными) границами, высокой плотностью дислокаций, часто имеющий признаки субструктуры;
- аллотриоморфный феррит (АТФ) – сплошная или разорванная сетка ферритных зерен, образовавшихся преимущественно по границам бывших аустенитных зерен;
- гранулярный бейнит или бейнит гранулярной морфологии (ГБ), представляющий собой кристаллиты  $\alpha$ -фазы относительно равноосной формы с высокой плотностью дислокаций и развитым субзерненным строением, Рисунок 1.2 г, з;
- реечный бейнит или бейнит реечной морфологии (РБ), представленный пакетами из однонаправленно расположенных кристаллитов  $\alpha$ -фазы, имеющих форму рек, с высокой плотностью дислокаций с вытянутыми частицами цементита по их границам, Рисунок 1.2 в, ж;
- бескарбидный (массивный) гранулярный бейнит (БГБ или МГБ) – слабофрагментированные крупные области, имеющие нерегулярные или ступенчатые границы, в которых отсутствуют регулярные карбидные выделения при наличии отдельных крупных частиц;
- перлитоподобный бейнит (ППБ) – участки  $\alpha$ -фазы с дробными вытянутыми частицами цементита, характеризующиеся высокой плотностью дислокаций, Рисунок 1.2 б;
- реечный дислокационный мартенсит (РМ), представляющего собой узкие параллельные друг другу рейки (каждая из которых - результат гомогенного сдвига), группирующиеся в относительно большие пакеты в пределах бывших аустенитных зерен; на границах рек присутствуют тонкие прослойки остаточного аустенита, что является основным отличием данного класса сталей, Рисунок 1.2 д;
- высокотемпературный мартенсит (ВМ) или мартенсит самоотпуска - нефрагментированные области неправильной формы близкой к РМ плотностью дислокаций с однородно распределенными дисперсными частицами, ориентированными в трех

кристаллографических эквивалентных направлениях и отвечающие кристаллической решетке карбида цементитного типа  $Me_3C$ , Рисунок 1.2 е.

При этом особенностью речечных составляющих является их сложное пакетно-блочное-речечное строение [81-84], Рисунок 1.3.

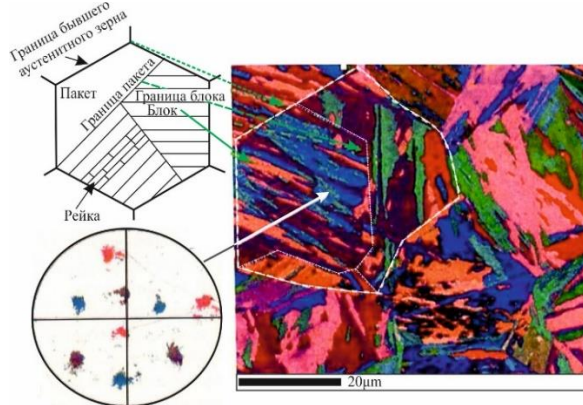


Рисунок 1.3 – Особенности строения речечной структуры:

- а – схематическое изображение структурных элементов (БАЗ, пакетов, блоков, реек);
- б – карта структурных элементов, полученная с помощью EBSD-анализа;
- в – полюсная фигура, показывающая ориентацию реек внутри пакета [81; 84]

Кроме дисперсности и морфологии структурных составляющих, на сопротивление хрупкому разрушению специфическое влияние оказывает состояние карбидной фазы [].

В работах Хлусовой Е.И. с соавторами были сформулированы общие принципы формирования структуры низкоуглеродистых хладостойких судостроительных сталей, обладающих устойчивостью к воздействию статических, динамических и циклических нагрузений, и коррозионной среды [86-88]:

- морфологическое подобие структурных составляющих (размер зерен, субзерен, плотность дислокаций, дисперсность карбидной фазы);
- образование мелкодисперсной карбидной фазы глобулярной морфологии;
- исключение формирования протяженных границ раздела в стали со смешанной ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структурой и протяженных пластинчатых карбидов на них;
- создание фрагментированной (субзеренной) структуры с границами, близкими к большеугловым, унаследовавшей структуру мелкозернистого деформированного аустенита).

Таким образом, в основе металлургических подходов к созданию низкоуглеродистых хладостойких судостроительных сталей лежат достаточно подробно изученные за последние 15-20 лет взаимосвязи между легированием, кинетикой фазовых превращений, режимами горячей пластической деформации, параметрами ускоренного охлаждения, закалки, высокотемпературного отпуска, формирующейся структурой и механическими свойствами. Этими вопросами занимались ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей» (с 70-х годов прошлого века как отраслевой институт судостроения), ЦНИИ Черной металлургии им. И.П.Бардина, Институт физики металлов УрО РАН, АО «Русский научно-исследовательский институт трубной промышленности» и некоторые другие коллективы, а также ряд зарубежных исследователей [72; 76; 81; 88-93]. Для получения сочетания высокой прочности и

хладостойкости целесообразно использование специальных режимов термомеханической и термической обработки, обеспечивающих измельчение зерен, субзерен и формирование субзеренной (фрагментированной) структуры с мелкодисперсной карбидной фазой, отвечающей требованиям морфологического подобия структурных составляющих, в сочетании с оптимальным легированием судостроительных сталей.

### 1.3. Принципы легирования хладостойких судостроительных сталей

Принципы легирования хладостойких судостроительных сталей основаны на влиянии легирующих элементов на упрочнение твердого раствора, особенности  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при непрерывном охлаждении, процессы карбидообразования и упрочнение за счет измельчения зерна и создания дислокационной субструктуры, которая может закрепляться элементами внедрения или замещения за счет образования дисперсных фаз. В работах [86-88] предложены композиции легирования хладостойких (категорий D, E и F) судостроительных сталей с гарантированным уровнем работы удара при температурах испытаний минус 20, минус 40 и минус 60 °С («базовых» хладостойких сталей) соответственно:

- марганцевая для сталей с гарантированным пределом текучести 235–315 МПа (0,6–1,60 % Mn);
- марганцево-никелевая для сталей с гарантированным пределом текучести 355–460 МПа (не более 0,8 % Ni, 0,9–1,60 % Mn);
- хромникельмедьмолибденовая с добавкой марганца для сталей с гарантированным пределом текучести 500–690 МПа (до 3,5–5,5 % суммарного содержания Ni, Cu, Cr, Mo).

С целью повышения гарантируемого уровня трещиностойкости металла в зоне термического влияния сварного соединения (ЗТВ) необходимо существенное снижение твердости металла в ЗТВ за счет уменьшения (на 20–30 %) значений  $C_{ЭКВ}$  и параметра  $R_{см}$ , которые выступают косвенными показателями свариваемости [40; 94]:

Учитывая необходимость обеспечения высокой свариваемости, максимальное содержание углерода в хладостойких судостроительных сталях не должно превышать 0,12 %, а содержание легирующих элементов должно быть минимально возможным. Наличие в стали углерода, являющегося упрочняющим элементом и образующего с ферритом твердый раствор внедрения, приводит к снижению подвижности дислокаций и, как следствие, к повышению прочности стали и увеличению ее склонности к хрупкому разрушению при низких температурах. Углерод понижает уровень работы удара и повышает порог хладноломкости [86; 87]. С повышением содержания углерода увеличивается закаляемость стали в ЗТВ, проявляющаяся в увеличении твердости и связанной с этим опасности появления холодных трещин сварных соединений.

Для листового проката, изготавливаемого ТМО+УО и ЗПН+О, целесообразно ограничение содержания углерода до 0,05–0,07 % для марганцевых и марганцево-никелевых

сталей и до 0,07-0,10 % для хромоникельмолибденовых сталей. В сочетании с низким содержанием азота снижение массовой доли углерода исключает блокировку дислокаций примесями внедрения, повышая их подвижность, что способствует повышению хладостойкости стали и снижению склонности к деформационному (механическому) старению.

Очевидно, что с понижением содержания углерода роль ферритной составляющей в упрочнении и обеспечении других свойств стали возрастает, так как при этом снижается содержание карбидной фазы, повышается количество растворенных в  $\alpha$ -фазе карбидообразующих элементов. В связи с этим приобретает особое значение содержание основных легирующих элементов, которое должно обеспечить и получение необходимых механических свойств стали - высокой прочности, пластичности, работы удара при низких температурах испытаний и сопротивления хрупкому разрушению [86-88; 95].

Легирующие стали марганцем, медью, кремнием повышает ее прокаливаемость, а также прочность  $\alpha$ -фазы. Однако эффективность применения марганца в качестве основного легирующего элемента для судостроительных хладостойких сталей ограничена вследствие [96]: резкого увеличения чувствительности к перегреву при содержании марганца от 1 % и более; значительного развития склонности к отпускной хрупкости при концентрации марганца свыше 1,5 % в сочетании с неизбежным наличием в стали фосфора; усилению центральной сегрегации в непрерывнолитом слябе; высокому взаимодействию марганца с футеровкой печи и образованием, в противовес известному десульфуризирующему действию малых его добавок, большого количества неметаллических включений. Данные факторы способствуют развитию анизотропии механических свойств, снижению работы удара и работы удара после механического старения при низких температурах испытаний, трещиностойкости по критерию критического раскрытия в вершине трещины CTOD, повышению критических температур хрупкости  $T_{K6}$  и NDT. Кремний вызывает значительное искажение кристаллической решетки  $\alpha$  – железа, что увеличивает ее сопротивление движению дислокаций и препятствует релаксации высоких упругих микронапряжений, вследствие чего происходит понижение хладостойкости и увеличение склонности к трещинообразованию при превышении его содержания свыше 0,35 %.

Все основные легирующие элементы замещения судостроительных сталей – Mn, Ni, Cr, Mo относятся к  $\alpha$ -переходным металлам 4 и 5 периодов периодической системы элементов Менделеева. В.К. Григоровичем [97] рассмотрена возможность построения теории, объясняющей структуру металла, на основе модели коллективизированных валентных электронов, взаимодействующих с кристаллической решеткой, и образования направленных связей подвалентными электронами внешних оболочек ионов. Коллективизированные электроны осуществляют металлическое взаимодействие атомов в первой координационной сфере в направлениях  $\langle 100 \rangle$ . На металлическое взаимодействие ионов с коллективизированными электронами, обуславливающими их пластичность и вязкость, накладываются более жесткие, направленные вдоль ребер куба ковалентные связи, которые могут при значительном перекрытии орбиталей приводить к охрупчиванию металла. Многовалентные элементы с ортогональной конфигурацией d-или p-электронов в твердых

растворах (молибден, ванадий, хром, кремний и др.), усиливая ковалентную компоненту межатомной связи, понижают сопротивление хрупкому разрушению [97].

В работе [99] было отмечено, что, подавляя ковалентные связи в ОЦК-решетке определенным легированием и формируя субструктуру в кристаллической подсистеме, можно получать высокую пластичность при низких температурах деформации. Ковалентная составляющая может быть существенно ослаблена путем введения элементов со сферической конфигурацией оболочки подвалентных электронов. В связи с этим для легирования хладостойких судостроительных сталей предпочтительно использование элементов со сферической конфигурацией подвалентных электронов.

Одним из наиболее перспективных элементов для повышения хладостойкости является никель. Не снижая электронной концентрации при переходе в твердый раствор железа, никель заменяет ковалентные жесткие обменные связи металлическими, что, по-видимому, обуславливает его известное влияние как элемента, повышающего сопротивление хрупким разрушениям. Также влияние никеля определяется еще и тем, что он ослабляет взаимодействие дислокаций с атомами внедрения и сопротивление кристаллической решетки движению свободных дислокаций, приводя к повышению пластичности и трещиностойкости стали [86; 87], понижению температуры вязко-хрупкого перехода. В сталях повышенной прочности его содержание обычно не превышает 1 %, а в хладостойких судостроительных сталях высокой прочности может достигать 3,5 %. Кроме того, никель повышает термодинамическую активность углерода, что обуславливает однородность состава аустенита перед началом  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, и, как следствие, обеспечивает формирование конечной структуры требуемой дисперсности и морфологии по всей толщине листового проката [86].

Медь оказывает аналогичное никелю влияние на свойства стали. Медь, как и никель, обладает сферической конфигурацией подвалентных электронов, ослабляет ковалентную составляющую межатомной связи при комплексном легировании стали, что обуславливает высокое сопротивление стали хрупким разрушениям. Однако растворимость меди в  $\alpha$ -железе весьма незначительна, поэтому добавление избыточного количества меди приводит к снижению хладостойкости и трещиностойкости вследствие дисперсионного упрочнения. Повышенное содержание меди приводит к ее выделению в свободном состоянии в стыках зерен, вследствие чего в процессе горячей деформации могут образовываться горячие трещины. Растворимость меди повышается в присутствии никеля [100].

В более прочных хладостойких судостроительных сталях с пределом текучести не менее 500 МПа компенсация упрочняющего влияния углерода происходит за счет комплексного легирования никелем, хромом, медью и молибденом в пределах, допустимых требованиями «Правил...» РМРС, с учетом выбранной технологии изготовления. Следует отметить, что при растворении в железе нескольких элементов их действие, как правило, не суммируется, при этом действие элементов еще в большей степени усложняется, когда превращения в твердом растворе определяются также возможностью образования карбидной фазы и её природой. Эффект от комплексного легирования превосходит суммарное влияние каждого из элементов в отдельности. В связи с этим особое значение приобретает рациональный выбор содержания

легирующих элементов, который должен обеспечить получение необходимых свойств  $\alpha$ -фазы – повышенной хладостойкости при сохранении требуемой прочности [86-88]. Химический состав высокопрочной стали должен гарантировать формирование бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры в достаточно широком интервале скоростей охлаждения, что позволит обеспечить отсутствие продуктов диффузионного ферритно-перлитного превращения по всей толщине листового проката (важно для толстолистового проката).

Молибден и хром, как правило, частично входят в состав карбидной фазы и легируют  $\alpha$ -фазу. Данные элементы усиливают долю ковалентной связи в кристаллической решетке («направленные» связи), однако при наличии никеля и меди, ослабляющих «жесткие» ковалентные связи, не оказывают существенного охрупчивающего влияния [86].

Легирующие высокопрочных сталей хромом необходимо для повышения прокаливаемости, что особенно важно при низком содержании углерода (не более 0,10 %). Неблагоприятное влияние большого количества хрома (более 1 %) при легировании судостроительных сталей обусловлено формированием крупных карбидов  $Cr_{23}C_6$ , снижающих работу удара и работу удара после механического старения, трещиностойкость при низких температурах, а также повышающих критические температуры хрупкости. При меньшем содержании хрома образуются дисперсные карбиды специального типа, обеспечивающие повышение прочностных характеристик. Молибден эффективно повышает устойчивость переохлажденного аустенита, препятствуя выделению продуктов диффузионного превращения (феррита и перлита), способствует выделению частиц  $MoC$  в аустените при горячей пластической деформации и  $\alpha$ -фазе при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении, приводя к повышению прочностных характеристик стали. Для термоулучшаемых сталей молибден ослабляет отпускную хрупкость, препятствует разупрочнению  $\alpha$ -фазы и повышает устойчивость карбидной фазы и, как следствие, отпускостойчивость стали [25].

При экономном легировании низкоуглеродистой стали особую роль имеет микролегирующее карбонитридообразующими элементами. Влияние микролегирующих добавок проявляется в основном в твердом состоянии при образовании растворов внедрения или замещения, воздействии на степень дисперсности зерен и неметаллических включений, на строение границ зерен, тонкую структуру и нейтрализацию влияния вредных примесей. Ванадий и ниобий как микролегирующие элементы по их влиянию достаточно близки и образуют однотипные карбиды и нитриды. Вместе с тем карбидообразующая способность у ниобия выше, чем у ванадия. Карбонитриды ниобия растворяются в аустените в намного большем количестве и при более низких температурах, чем карбиды ванадия. Ниобий оказывает благоприятное влияние на свойства стали, поскольку способствует формированию мелкого зерна в листовом прокате за счет подавления рекристаллизации аустенита перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением [101-105]. Частицы карбонитридов ванадия более дисперсны, поскольку выделяются при относительно низкой температуре и обеспечивают упрочнение микролегированной стали за счет дисперсионного твердения. При одновременном действии двух факторов: измельчении зерна и дисперсионном твердении за счет исключительно мелких и равномерно распределенных частиц второй фазы может быть достигнуто значительное

упрочнение при введении сравнительно небольших количеств микролегирующих элементов [106-109].

В работах [110; 111] была показана принципиальная возможность снижения содержания дорогостоящих легирующих элементов (Ni, Cr и Cu) в высокопрочных судостроительных сталях по сравнению с традиционными составами на 20-30 % для изготовления листового проката уровней прочности 500-690.

За рубежом (Япония, Финляндия, Германия) для производства высокопрочных хладостойких сталей широко используются низкоуглеродистые стали марганцевой композиции легирования с добавками никеля и меди, микролегируемые (V+Nb), изготавливаемые с использованием термомеханической обработки и прямой закалки (закалки с прокатного нагрева). Однако в работах [112] было показано, что в стали данного легирования с углеродным эквивалентом  $C_{\text{экв}} - 0,44 \%$ , содержащей  $\sim 1,5 \%$  марганца при суммарной массовой доли никеля и меди  $\sim 1,1 \%$ , стабильное сочетание высокой прочности на уровне категории 500 и хладостойкости при использовании термомеханической обработки может быть достигнуто в толщинах до 25 мм. При увеличении толщины в данных сталях возрастает вероятность формирования неоднородных по сечению структур, обуславливающих повышение анизотропии механических свойств, появление расслоению в изломах крупногабаритных проб, а также снижение хладостойкости, что недопустимо для судостроительных сталей арктического применения.

#### **1.4. Опыт производства отечественных хладостойких судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести 235-690 МПа категорий D, E и F**

Для одновременного повышения всех эксплуатационных характеристик судостроительных сталей используется термомеханическая обработка (с контролируемым охлаждением до заданной температуры - УО, или до комнатной - ЗПН), проводимая на мощных прокатных станах, оснащенных установками ускоренного охлаждения, и учитывающая протекание различных физических процессов в высокотемпературной и низкотемпературной области при горячей пластической деформации [44; 113-135], а также фазовых превращений при охлаждении, обеспечивающих формирование конечной превращенной структуры заданной степени дисперсности и морфологии. При термомеханической обработке формирование структуры стали происходит в условиях повышенной плотности несовершенств строения деформированного аустенита – дислокаций, вакансий, дефектов упаковки, мало- и высокоугловых границ. При последующем фазовом превращении дефекты кристаллического строения горячедеформированного аустенита наследуются конечной структурой [136].

При наличии термического оборудования с высокой стабильностью поддержания температуры нагрева для производства высокопрочных хладостойких сталей используется также закалка с отдельного печного нагрева с высокотемпературным отпуском [137; 138]. При

этом основным преимуществом традиционной технологии закалки с высоким отпусканием остается возможность формирования однородной равновесной структуры, а значит и свойств, по всей толщине листового проката, в том числе толщиной более 40 мм. При этом формирование структуры определяется уровнем легирования стали, скоростью охлаждения при закалке и режимами последующего высокотемпературного отпуска.

В отечественном производстве в период 2002-2008 гг. были достигнуты значительные успехи в создании низкоуглеродистых судостроительных листовых сталей применительно к оборудованию ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь». Были разработаны технологии изготовления листового проката толщиной до 40...70 мм из низкоуглеродистых хладостойких судостроительных сталей – ТМО+УО для низколегированных сталей (с пределом текучести 315-460 МПа) и 3+О или 3ПН+О для легированных сталей (с нормированным пределом текучести 500-690 МПа). В результате был выполнен один из важнейших инновационных проектов государственного значения «Металл», построены морская ледостойкая платформа «Приразломное» и самоподъемная буровая платформа «Арктическая» [86-88].

Это было достигнуто за счет ряда технологических преобразований при производстве высококачественной листовой стали как в металлургическом секторе, так и в части развития технологий изготовления листового проката.

Усовершенствование технологий выплавки, внепечной обработки и разливки позволило изготавливать исходные заготовки (слитки ЭСПЦ и непрерывнолитые слябы КП) из низкоуглеродистых хладостойких судостроительных сталей с заданным в узких пределах химическим составом (в пределах 0,02 % по содержанию углерода и микролегирующих добавок – ванадия, ниобия, титана, алюминия, молибдена, 0,10...0,20 % по содержанию основных легирующих элементов – марганца, никеля меди, хрома и молибдена), повышенным металлургическим качеством (высокой чистоты металла по вредным примесям, газам и неметаллическим включениям) и требуемой макроструктурой с минимальным развитием трещин и дефектов ликвационного происхождения [139-141].

Разработанный технологический процесс производства листового проката из марганцевой стали с ферритно-перлитной структурой представлял собой двухстадийную ТМО+УО, Рисунок А.1 а (Приложение А), обеспечивающую:

- измельчение зерна аустенита за счет рекристаллизации, формирование субструктуры в аустените и повышение дефектов кристаллического строения при температурах ниже температуры рекристаллизации аустенита на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки;
- повышение числа центров зарождения новой фазы в аустените и создание субструктуры в феррите при проведении завершающей (чистой) стадии прокатки с началом вблизи критической точки  $A_{F3}$  и окончанием ниже нее;
- формирование мелкозернистого феррита и тонкопластинчатого перлита вследствие окончания ускоренного охлаждения выше температуры бейнитного превращения.

Для изготовления листового проката из марганцево-никелевой стали была предложена двухстадийная схема деформации, Рисунок А.1 б (Приложение А), предусматривающая:



- измельчение зерна аустенита за счет динамической и статической рекристаллизации на черновой стадии прокатки при температурах выше температуры рекристаллизации аустенита;
- создание в аустените динамически полигонизованной структуры и увеличение количества центров зарождения новой фазы на чистовой стадии прокатки с началом выше и окончанием вблизи критической точки  $A_{r3}$  для формирования при последующем охлаждении дисперсной ферритно-бейнитной структуры с развитой субструктурой, с последующим ускоренным охлаждением до температуры верхней части бейнитного интервала для образования мелкодисперсной смеси КПФ и ГБ.

При создании технологического процесса производства высокопрочных сталей с целью формирования дисперсной структуры рекомендована одностадийная прокатка, предусматривающая измельчение зерна аустенита и формирование субструктуры в нем при проведении горячей пластической деформации с началом при температуре выше пороговой температуры рекристаллизации аустенита и ее завершением на  $\sim 30-50$  °С ниже нее, Рисунок А.2 (Приложение А). Далее следовало прямое охлаждение (закалка с прокатного нагрева) до температуры не выше 100 °С для формирования бейнитно-мартенситной структуры, наследующей фрагментированную структуру горячедеформированного аустенита, и последующий высокотемпературный отпуск при температурах на  $\sim 20-30$  °С ниже критической точки  $A_{c1}$ , способствующий образованию мелкодисперсной карбидной фазы [86-88].

Высокий комплекс стандартных механических свойств и хладостойкости, оцениваемой по результатам испытаний на ударный изгиб, обеспечивался за счет выполнения требований к структуре в части размера зерна феррита и его содержания в низколегированных сталях и заданного соотношения структурных составляющих при ограничении доли свободного феррита в легированных судостроительных сталях. В результате данных подходов были разработаны, сертифицированы и внедрены «базовые» хладостойкие судостроительные марки стали с пределом текучести от 235 до 690 МПа марганцевой (для сталей уровней прочности 235 и 315), марганцево-никелевой (для сталей уровней прочности 355, 390, 420 и 460) и хромникельмолибденовой (для сталей уровней прочности 500, 620 и 690) композиций легирования [86-88]:

- нормальной, повышенной и высокой прочности улучшенной свариваемости с гарантией сопротивляемости слоистым разрывам для эксплуатации в конструкциях при температурах до минус 20 - минус 30 °С марок DW, EW, D32W, E32W, D36W, E36W, D40W, E40W, D460W, E460W, D500W, E500W, D620W, E620W, D690W, E690W<sup>8</sup>;
- нормальной, повышенной и высокой прочности улучшенной свариваемости с гарантией сопротивляемости слоистым разрывам для эксплуатации в конструкциях при температурах до минус 40 - минус 50 °С марок FW, F32W, F36W, F40W, F420W, F460W, F500W, F620W, F690W.

Однако многолетний опыт производства «базовых» судостроительных сталей категорий D, E, F показал, что зачастую, при получении годных сдаточных механических свойств, при

---

<sup>8</sup> W - символ, указывающий на сталь улучшенной свариваемости с гарантией сопротивляемости слоистым разрывам согласно ГОСТ Р 52927-2008 и 2015 гг. издания.

сертификационных испытаниях не удается получить высокие характеристики работоспособности. На Рисунке 1.4 продемонстрированы зависимости работы удара от температуры испытаний («серийные» кривые) для листового проката с различной хладостойкостью по критериям критических температур хрупкости, определенные по различным методикам при статических и динамических испытаниях полнотолщинных проб. Несмотря на идентичный вид «серийных» кривых работы удара характеристики хладостойкости, определенные на полнотолщинных пробах, могут существенно отличаться. Таким образом, получение высокого уровня работы удара не гарантирует обеспечение высокой хладостойкости по другим критериям, и, как следствие, отсутствие хрупких разрушений конструкций, работающих в арктических условиях.

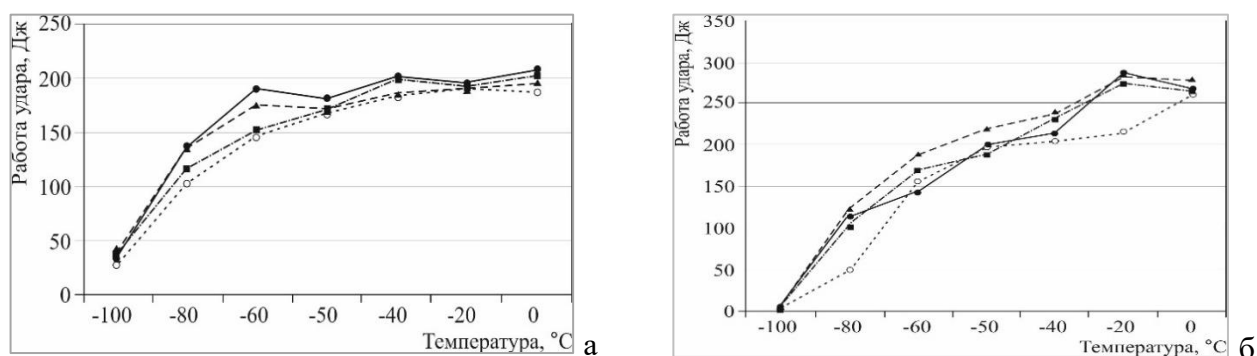


Рисунок 1.4 – Зависимости работы удара от температуры испытаний для листового проката с различной хладостойкостью по критериям критических температур хрупкости:

а -  $T_{кб} = -47\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $NDT = -105\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $STOD_{ср}^{-40} = 0,53...0,66\text{ мм}$ ,

б -  $T_{кб} = +8\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $NDT = -80\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $STOD_{ср}^{-40} = 0,13...0,20\text{ мм}$ ;

—  $KV_{\text{продольные}}$  (поверхность), - - -  $KV_{\text{продольные}}$  (середина по толщине),  
 - · - ·  $KV_{\text{поперечные}}$  (поверхность), ······  $KV_{\text{поперечные}}$  (середина по толщине)

Очевидно, что из-за возможности тяжелых экономических и экологических последствий опасность возникновения хрупких разрушений при понижении температуры эксплуатации должна быть полностью исключена. В связи с этим на современном этапе развития хладостойких судостроительных сталей наиболее значимыми с точки зрения обеспечения строительства новой морской техники экономичными материалами расширенного сортамента (толщиной до 100 мм) встают вопросы обеспечения гарантированных характеристик работоспособности судостроительных сталей при низких температурах испытаний, что потребовало усовершенствования требований к хладостойким сталям для Арктики.

### 1.5. Требования к хладостойким судостроительным сталям с индексом «Arc»

Вязко-хрупкий переход связан со снижением энергоемкости процесса разрушения и обусловлен приростом предела текучести при низких температурах, а также трансформацией микромеханизма разрушения. Когда запас пластичности в металле оказывается недостаточным

из-за наличия различных дефектов, реализуются условия локального микроскола. При хрупком разрушении сначала возникает очаг хрупкого излома – микротрещина, которая постепенно развивается до критических размеров. На второй стадии, которая и является самой опасной, происходит лавинообразное распространение трещин в конструкции. Важнейшим качеством стали, определяющим ее работоспособность при низкой температуре, является способность к пластическому деформированию при минимальных рабочих температурах и торможению всегда имеющихся в конструкции микротрещин.

Накопленный опыт проведения специальных видов испытаний позволил сформулировать требования к трещиностойкости и хладостойкости судостроительных сталей для Арктики, гарантирующих предотвращение возникновения и развития хрупких разрушений в сложных сварных конструкциях, а также усовершенствовать методики проведения испытаний и систему аттестации материалов, что подробно изложено в работах Ильина А.В. и Филина В.Ю. [38; 142-145]. Идеология выбора характеристик работоспособности судостроительных сталей арктического применения (сталей с индексом «Arc») согласно «Правилам...» РМРС предусматривает как предотвращение старта хрупкого разрушения при выполнении требований к параметру трещиностойкости  $(CTOD)_{\text{материала}} \geq (CTOD)_{\text{по расчету}}$  для основного металла и зоны термического влияния сварных соединений, так и обеспечение торможения магистрального хрупкого разрушения основным металлом за счет выполнения требований к критическим температурам хрупкости [142-148].

В 2012 г. Российским морским регистром судоходства введены в действие требования к сталям с индексом «Arc» широкого спектра уровней прочности, Таблица 1.1.

Таблица 1.1 – Требования к прочностным и вязко-пластическим свойствам листового проката из хладостойких судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью [10; 11]

| Марка стали    | Предел текучести $R_e$ , не менее, МПа | Временное сопротивление $R_m$ , МПа | Относительное удлинение $A_5$ , не менее, % | Работа удара, в том числе после механического старения, $KV^{-20,-40,-60}$ , Дж, не менее |
|----------------|--|-------------------------------------|---|---|
| (D, E) F32Arc  | 315                                    | 440÷570                             | 22  | 50  |
| (D, E) F36Arc  | 355                                    | 490÷630                             | 21  |   |
| (D, E) F40Arc  | 390                                    | 510÷660                             | 20  |   |
| (D, E) F420Arc | 420                                    | 530÷680                             | 19  | 80  |
| (D, E) F460Arc | 460                                    | 570÷720                             | 19  |   |
| (D, E) F500Arc | 500                                    | 610÷770                             | 18  |   |
| (D, E) F620Arc | 620                                    | 720÷890                             | 15  |   |
| (D, E) F690Arc | 690                                    | 770-940                             | 14  |   |

Индекс «Arc» присваивается хладостойким сталям гарантированно удовлетворяющим дополнительным требованиям к характеристикам работоспособности основного металла и зоны термического влияния при заданной температуре  $T_D^9$ . За минимальную расчетную температуру

<sup>9</sup>  $T_D$  - минимальная расчетная температура материала, до которой данная сталь может быть использована для любых конструктивных элементов без ограничений.

материала  $T_D$  (которая указывается рядом с индексом «Arc» без знака «минус»), до которой данная сталь может быть использована для любых конструктивных элементов без ограничений, принимают наиболее высокое из значений по видам дополнительных испытаний:

$$T_D = \max (T_{D(NDT)}, T_{D(T_{kb})}, T_{D(DWTT)}, T_{D(CTOD_{OM})}, T_{D(CTOD_{ЗТВ})}) \quad (1.5)$$

В соответствии с требованиями «Правил...» РМРС по согласованию с РМРС допускается назначение температуры  $T_D$  на основе определения одной или двух температур вязко-хрупкого перехода -  $T_{kb}$  (при статическом нагружении), DWTT (при динамическом нагружении) и температуры нулевой пластичности NDT. В российской практике для гарантированного отсутствия хрупких разрушений принято определять две температуры –  $T_{kb}$  и NDT, требования к которым в зависимости от толщины листового проката представлены в Таблице 1.2.

Таблица 1.2 – Требования к критическим температурам  $T_{kb}$  и NDT к хладостойким судостроительным сталям с индексом «Arc» [10, 11]

| Толщина проката, мм | NDT, °C |       |       |       |       | $T_{kb}$ , °C |       |       |       |       |
|---------------------|---------|-------|-------|-------|-------|---------------|-------|-------|-------|-------|
|                     | Arc20   | Arc30 | Arc40 | Arc50 | Arc60 | Arc20         | Arc30 | Arc40 | Arc50 | Arc60 |
| 25-30               | -35     | -45   | -55   | -65   | -75   | -20           | -30   | -40   | -50   | -60   |
| 31-40               | -40     | -50   | -60   | -70   | -80   | -5            | -15   | -25   | -35   | -45   |
| 41-50               | -45     | -55   | -65   | -75   | -85   | +5            | -5    | -15   | -25   | -35   |
| 51-60               | -50     | -60   | -70   | -80   | -90   | +5            | 0     | -10   | -20   | -30   |
| более 60            | -50     | -60   | -70   | -80   | -90   | +5            | 0     | -5    | -10   | -15   |

Требования к значениям критического раскрытия в вершине трещины CTOD при температуре  $T_D$  для основного металла (ОМ) и металла зоны термического влияния (ЗТВ) в зависимости от толщины листового проката  $t$  и гарантированного предела текучести стали  $R_e$  представлены в Таблице 1.3.

Таблица 1.3 - Требования к значениям CTOD для ОМ и ЗТВ к судостроительным хладостойким сталям с индексом «Arc» [10; 11]

| Толщина проката, мм | CTOD при $T_D$ , мм, не менее      |                                     |                                      |                  |                  |                                    |                                     |                                      |                  |                  |
|---------------------|------------------------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|------------------|------------------|------------------------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|------------------|------------------|
|                     | ОМ                                 |                                     |                                      |                  |                  | ЗТВ                                |                                     |                                      |                  |                  |
|                     | $F_{32W}^{Arc}$<br>$F_{36W}^{Arc}$ | $F_{40W}^{Arc}$<br>$F_{420W}^{Arc}$ | $F_{460W}^{Arc}$<br>$F_{500W}^{Arc}$ | $F_{620W}^{Arc}$ | $F_{690W}^{Arc}$ | $F_{32W}^{Arc}$<br>$F_{36W}^{Arc}$ | $F_{40W}^{Arc}$<br>$F_{420W}^{Arc}$ | $F_{460W}^{Arc}$<br>$F_{500W}^{Arc}$ | $F_{620W}^{Arc}$ | $F_{690W}^{Arc}$ |
| 25-30               | 0,15                               | 0,15                                | 0,20                                 | 0,20             | 0,25             | 0,10                               | 0,10                                | 0,10                                 | 0,15             | 0,20             |
| 31-35               | 0,15                               | 0,15                                | 0,20                                 | 0,20             | 0,25             | 0,10                               | 0,15                                | 0,15                                 | 0,20             | 0,25             |
| 36-50               | 0,20                               | 0,20                                | 0,25                                 | 0,25             | 0,30             | 0,10                               | 0,15                                | 0,15                                 | 0,20             | 0,25             |
| 51-70               | 0,20                               | 0,25                                | 0,30                                 | 0,30             | 0,35             | 0,15                               | 0,20                                | 0,20                                 | 0,25             | 0,30             |
| более 70            | 0,25                               | 0,25                                | 0,30                                 | 0,35             | 0,35             | 0,15                               | 0,20                                | 0,20                                 | 0,25             | 0,30             |

Для максимально нагруженных и ответственных элементов конструкции в приближенном виде данные требования могут быть записаны в виде условия [38]:

$$\delta_c \geq 1,95 \cdot R_{et} / E, \text{ где } E - \text{модуль упругости} \quad (1.6)$$

Повышение требований к абсолютному значению критического раскрытия вершины трещины CTOD с ростом толщины листового проката и уровня прочности стали обусловлено

увеличением вклада упругой части в раскрытие вершины трещины и риска возможных последствий хрупкого разрушения.

В случае полностью вязкого разрушения критическое значение CTOD определяется в момент начала потери пластической устойчивости испытываемого образца (соответствует максимуму нагрузок) и напрямую зависит от способности испытываемой стали к деформационному упрочнению. Как известно, с повышением прочности стали неизбежно уменьшается способность стали к деформационному упрочнению (в том числе уменьшение равномерного удлинения, увеличение соотношения предела текучести к временному сопротивлению стали).

Прямая экстраполяция требований к параметру трещиностойкости CTOD для сталей с гарантированным пределом текучести более 690 МПа приводит к предъявлению невыполнимых требований для высокопрочных сталей даже в случае ее полностью вязкого поведения. Данный аспект был принят во внимание при разработке технических требований для листового проката из стали уровня прочности 750, отсутствующей в Правилах РМРС [10; 11]. Результаты испытаний на трещиностойкость CTOD для стали данного уровня прочности 750 должны соответствовать одному из следующих условий [149]:

- в случае полностью вязкого поведения материала вплоть до момента плавного снижения нагрузки требования к абсолютному значению CTOD не предъявляются;
- в случае наличия хрупкого разрушения, в том числе значимых хрупких остановленных проскоков трещины, результаты определения параметра CTOD должны быть не ниже представленных требований в Таблице 1.4 к стали уровня прочности 690.

Следует отметить, что современные нормативные документы зарубежных классификационных обществ и зарубежные стандарты, регламентирующие критерии применимости и требования к хладостойким сталям для морских конструкций континентального шельфа и судов ледового плавания (EN 10225, Norsok Standard M-120, DNV GL-RU-SHIPS P2, DNV-OS C101, ISO 19902, ISO 19906), содержат значительно меньший объем сертификационных испытаний и менее жесткие требования по сравнению с «Правилами...» РМРС, в первую очередь – к испытаниям по определению характеристик работоспособности основного металла [38]. В вышеперечисленных стандартах указывается необходимость проведения испытаний для оценки работоспособности стали при низких температурах в части определения параметра трещиностойкости CTOD зоны термического влияния. При этом требования к минимальному среднему значению CTOD при температуре испытаний минус 10°C вне зависимости от уровня прочности стали составляют 0,2 мм.

Разработанные требования к судостроительным сталям с индексом «Arc» были отражены и в Национальном стандарте РФ ГОСТ Р 52927-2015, однако в ограниченном сортаменте (не выше уровня прочности 500). Принципиальным отличием хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc» от «базовых» сталей категорий D, E, F (при одинаковых требованиях к механическим свойствам, Таблица 1.2) является то, что характеристики работоспособности листового проката и сварных соединений из таких сталей должны гарантироваться технологией их производства.

На Рисунке 1.5 и в Таблице 1.4 представлен достигнутый уровень характеристик хладостойкости, определенных по различным методикам при сертификационных испытаниях, для листового проката из низколегированных судостроительных сталей категорий D, E, F, изготовленного по технологии ТМО+УО, в зависимости от его толщины к моменту начала выполнения диссертационной работы. Наблюдался большой разброс значений критических температур  $T_{кб}$  и NDT, Таблица 1.4, что говорит об отсутствии возможности применения данных сталей для любых элементов конструкций, работающих в условиях низких температур, без ограничений. При этом результаты определения всех трех характеристик работоспособности не удовлетворяли разработанным требованиям. Это не позволило использовать данный опыт для производства судостроительных сталей с индексом «Агс».

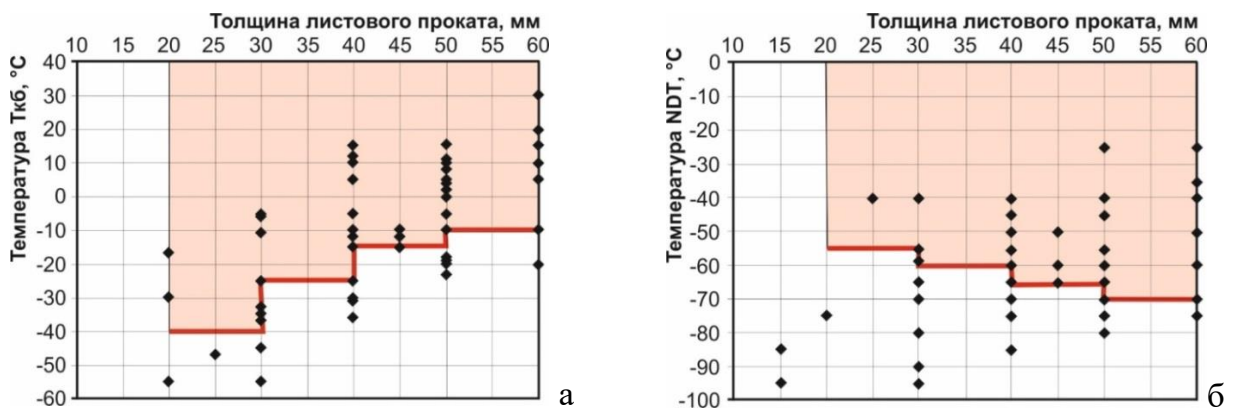


Рисунок 1.5 – Значения критических температур  $T_{кб}$  (а) и NDT (б) в зависимости от толщины листового проката из низколегированных судостроительных сталей:

■ - область, не соответствующая требованиям к стали с индексом «Агс40»

Таблица 1.4 - Обобщенные данные по значениям характеристик хладостойкости листового проката из низколегированных «базовых» сталей категорий D, E и F

| Критическая температура  | Толщина листового проката, мм |                         |                         |                         |
|--------------------------|-------------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|
|                          | 25-30                         | 40                      | 45-50                   | 60                      |
| $T_{кб}, ^\circ\text{C}$ | <u>-5...-55</u><br>-30        | <u>+15...-36</u><br>-8  | <u>+15...-23</u><br>-3  | <u>+30...-20</u><br>+10 |
| NDT, $^\circ\text{C}$    | <u>-40...-95</u><br>-68       | <u>-40...-85</u><br>-58 | <u>-50...-80</u><br>-58 | <u>-25...-75</u><br>-51 |

Таким образом, стало очевидным, что при создании новых сталей с индексом «Агс» необходим научно обоснованный комплексный подход, который потребовал поиска количественных взаимосвязей между технологией производства, структурой, механическими свойствами, хладостойкости и трещиностойкости. В части характеристик работоспособности существуют единичные работы по данному направлению научных исследований [65; 66; 150-152]. Основные результаты этих исследований представлены изложены ниже.

## 1.6. Известные взаимосвязи структуры, механических свойств и характеристик работоспособности

Взаимосвязь структурных параметров с условиями возникновения и старта хрупкого разрушения в вершине трещины должна вытекать из локальных критериев хрупкого разрушения в микрообъеме металла [15-20; 42; 153; 154]. В литературе наиболее известна формулировка локального критерия хрупкого разрушения в следующем виде (схемы Давиденкова, Копельмана, Мешкова [16, 20]):

$$\sigma_{max} \geq S_c, \quad (1.7)$$

где  $\sigma_{max}$  - максимальное главное напряжение;  $S_c$  – истинное напряжение отрыва, не зависящая от температуры характеристика материала.

При обосновании этого критерия принимается, что величина  $S_c$  соответствует напряжениям распространения так называемой «грифитовской» микротрещины, образовавшейся в объеме зерна, через структурный барьер в соседнее зерно. В такой схеме условие хрупкого разрушения определяется единственным структурно-чувствительным фактором - размером зерна, определяющим эффективную длину скопления дислокаций перед структурным барьером.

Однако существуют и более сложные критерии разрушения, учитывающие критические условия зарождения, страгивания и распространения микротрещины, предложенные и экспериментально подтвержденные в работах Марголина Б.З. [155; 156]. Здесь зарождение микротрещины происходит в результате разрушения неметаллического включения (зачастую имеются в виду карбидные частицы), а ее страгивание наблюдается при достижении условия  $\sigma_1 > S_c$ , где  $\sigma_1$  – первые главные напряжения, а величина  $S_c$  определяется «...длиной микротрещины, равной расстоянию между структурными барьерами для скольжения дислокаций, и эффективной энергией этих барьеров». В этом случае необходимо учитывать все возможные структурные барьеры, разделенные не только большеугловыми, но и малоугловыми границами с углами разориентировки  $\theta \geq 5^\circ$ , которые также являются эффективными барьерами для движения дислокаций и потому вносят значительный вклад в сопротивление хрупкому разрушению [116; 157-159]. Таким образом, формулируемые в этих работах условия разрушения содержат ряд структурно-чувствительных факторов, определяющих как дисперсность структуры, так и состояние карбидной фазы.

В работах [159; 160] на примере низколегированных сталей показано, что прочностные и вязко-пластические свойства бейнитных и ферритно-бейнитных сталей, определяются не только размером зерен, но и субзерен (фрагментов) и разориентировками между малоугловыми границами (МУГ). При этом увеличение протяженности субзеренных границ вследствие различной кристаллографической ориентации субзерен по обе стороны от его границы становится эффективным препятствием движению дислокаций и распространению трещин. Уменьшение размеров элементов субзеренного строения за счет самоорганизации дислокационных структур, выстраивания их в определенных конфигурациях (наиболее

благоприятной из которых является «сетка»), формирования разориентированных микрообластей [44-47], в условиях повышенной плотности дислокаций снижает возможность образования плоских скоплений дислокаций и трещин благодаря более равномерному распределению примесей, карбидов и карбонитридов и повышению их дисперсности. Это оказывает благоприятное влияние на повышение энергоемкости распространения трещин, и, как следствие, повышение трещиностойкости и понижение критических температур хрупкости.

В работе [151] на примере высокопрочной среднелегированной стали после Z+O авторами установлено, что показатели трещиностойкости определяются средним размером бывших аустенитных зерен (БАЗ), средним размером действительного зерна, под которым понимается размер пакетов, разделенных большеугловыми (высокоугловыми) границами (БУГ), а также разнотерностью действительного зерна (по величине стандартного отклонения от среднего размера). В работах [52; 77; 83; 161-166] показано, что при формировании бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры для обеспечения высокой хладостойкости и трещиностойкости высокопрочных сталей важным является создание «эффективных» зерен, разделенных БУГ с углами разориентировки более  $15^\circ$ , к которым относятся не только пакеты, но и отдельные блоки и субблоки.

При этом для оценки дисперсности структурных элементов, определяющих ударную вязкость стали при низких температурах, в работах [61-63; 167; 168] предложено использовать не только их средний размер, но и размер наиболее крупных «эффективных» зерен, например,  $d_{80\%}$  и  $d_{90\%}$ . В работах [161; 167, 169; 170] показано, что в низкоуглеродистых сталях, структура которых характеризуется неоднородным распределением зерен, наиболее крупные зерна разрушаются по хрупкому механизму при относительно высоких температурах, а с понижением температуры по хрупкому механизму начинают разрушаться все более мелкие зерна [167]. В связи с этим разноразмерность (разнотерность), или бимодальность распределения размеров зерен считают одной из главных причин повышения температуры верхнего порога хладноломкости [170].

В работах [81; 84; 171] установлено, что чем больше плотность БУГ в объеме исходных аустенитных зерен, тем выше сопротивление хрупкому разрушению стали и ниже температура вязко-хрупкого перехода. При этом важную роль играет не только плотность БУГ, но и их равномерное распределение по всему объему металла. Кроме того, повышение плотности БУГ и равномерности их распределения по сечению листового проката способствует снижению текстуры с компонентой  $\{100\} \langle 110 \rangle$ , которая оказывает непосредственное влияние на развитие хрупких разрушений, что характерно также и для высокопрочных сталей с бейнитно-мартенситной структурой [161; 81; 84].

В работе [172] показано, что в сталях бейнитно-мартенситного класса высокая хладостойкость достигается при близком соотношении РМ и РБ. Увеличение доли ГБ свыше 10% приводит к снижению значений работы удара и прочности стали, что также связывают с ростом «эффективного» размера зерен.

Следует отметить, что значительно больше работ [173-198] посвящено исследованию взаимосвязи дисперсности и морфологических особенностей структурных составляющих со



свойствами низкоуглеродистых низколегированных сталей (преимущественно трубных) с ферритно-бейнитной структурой.

В ряде работ [65; 73; 76; 199] авторами показано, что измельчение зерна деформированного аустенита низколегированной стали изменяет морфологию бейнита с реечной на гранулярную, обеспечивая повышение пластичности и сопротивления хрупкому разрушению, одновременно способствуя некоторому снижению прочностных характеристик. Так, в работе [200] показано, что формирование квазиоднородной превращенной (конечной) структуры в сталях марганцево-никелевой композиции легирования, основной структурной составляющей которой является ГБ при отсутствии протяженных областей РБ, обуславливает повышение значений относительного удлинения на 4 – 6 %, работы удара при температуре минус 60 °С в 3 – 5 раз, получение полностью однородной поверхности разрушения, подтверждающей квазиизотропность свойств по всей толщине листового проката.

В большом количестве работ [65; 66; 73; 76] показано, что увеличение доли бейнита при повышении скорости охлаждения способствует росту прочностных характеристик, Рисунок 1.6 а, а также хладостойкости стали. При этом показатели деформационного упрочнения, относительного и равномерного удлинения, трещиностойкости СТOD, Рисунок 1.6 б, снижаются. Повышение сопротивления хрупкому разрушению, определяемое снижением значений температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$ , при увеличении скорости охлаждения от 10 °С/с и более, в данных работах объясняется тем, что одновременно с ростом объемной доли бейнитной составляющей изменяется характер структуры игольчатого бейнита: вместо небольших его участков формируются пакеты, равномерно распределенные по всему объему металла [81].

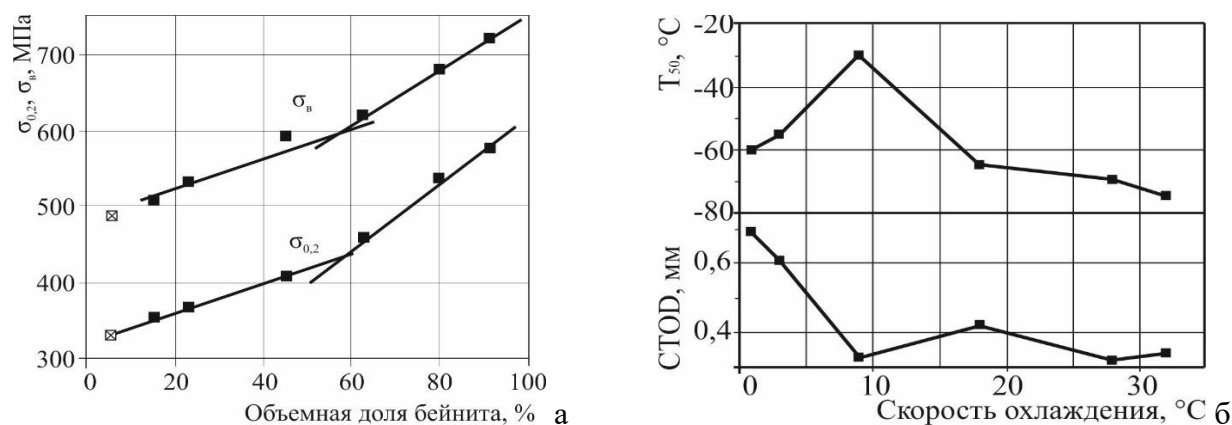


Рисунок 1.6 – Зависимости прочностных характеристик от объемной доли бейнита (а), температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  и критического раскрытия вершины трещины СТOD от скорости охлаждения [81]

В работе [189] установлено, что в низкоуглеродистых низколегированных сталях преимущественно бейнитная структура, формирующаяся при высоких скоростях охлаждения, в условиях статического нагружения и вязкого характера разрушения обеспечивает меньшую трещиностойкость, чем ферритно-бейнитная структура с ПФ или КПФ, Рисунок 1.6 б. В то же время она более эффективна при динамическом нагружении [81]. При этом увеличение

объемной доли грубой бейнитной структуры речного типа приводит к повышению критической температуры вязко-хрупкого перехода [187; 201], а наиболее благоприятной структурной составляющей для обеспечения требуемого комплекса механических свойств ферритно-бейнитной стали с гарантированным пределом текучести 555 МПа считается игольчатый феррит (не менее 50-60 %) при наличии ПФ в количестве не более 10 %.

В работе [81] показана взаимосвязь типа структуры с сопротивлением хрупкому и вязкому протяженному разрушению. Авторы показали, что в низколегированной стали с ферритно-бейнитной структурой разрушение происходит с меньшей скоростью и при большем уровне работы (энергии), как зарождения, так и распространения трещины, по сравнению со сталью с полностью бейнитной структурой преимущественно речной морфологии. Это обусловлено формированием значительной зоны пластической деформации с размерами, соизмеримыми с длиной зародившейся трещины, благодаря высокой пластичности стали и свидетельствует о повышенной способности к релаксации напряжений и хорошем запасе вязкости; причем в областях с меньшей плотностью карбидных выделений наблюдаются более значительные пластические деформации, а шаг движения трещины согласуется со средним диаметром зерна.

При этом, по мнению авторов работ [186; 189], получению наиболее низких значений температур вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  способствует формирование дисперсной бейнитной структуры речной морфологии при высоких скоростях охлаждения, что связано с уменьшением объемной доли и увеличением дисперсности МА-составляющей и появлением прослоек остаточного аустенита на границах реек дисперсной  $\alpha$ -фазы, которые могут эффективно тормозить развитие трещин при динамическом нагружении. Однако повышенное количество МА-составляющей в структуре, в особенности при наличии ее крупных островков, значительно снижает сопротивление хрупкому разрушению [186; 189; 202].

В работе [203] применительно к низколегированным сталям установлено, что при образовании расщеплений, связанных с неоднородностью структуры по сечению листового проката, разрушение имеет более низкую энергоемкость по сравнению с более однородным металлом, а его протяженность существенно возрастает. В работе [203] показано, что при вязком механизме разрушения параметр трещиностойкости  $CTOD$  при страгивании трещины в низколегированных сталях с высоким металлургическим качеством составляет 150-200 мкм, что указывает на тот факт, что к образованию расщеплений приводит наличие элементов структурных неоднородностей размером более 100 мкм. В ферритно-бейнитных сталях к таким неоднородностям в первую очередь относятся протяженные области РБ.

Многочисленными исследованиями [65; 72; 73; 204] установлено, что наличие протяженных областей РБ, сформированных в пределах границ БАЗ вытянутой формы, обуславливает снижение сопротивления стали хрупкому разрушению, хладостойкости и пластичности стали. Снижение структурной анизотропии, вызванной их наличием, способствует увеличению доли вязкой составляющей в изломе полнотолщинных проб после динамических испытаний падающим грузом (ИПГ) с 60 – 65 до 90 – 95 %.

В работах [65; 205; 206] показано, что требуемые механические свойства листового проката толщиной до 35 мм из высокопрочных трубных сталей могут быть обеспечены при

ограничении размера и доли протяженных областей РБ, выявляемых с помощью методики селективного травления [207; 208]. Продемонстрировано [65], что в трубных сталях с пределом текучести не менее 555 МПа высокие вязко-пластические свойства и сопротивление хрупкому разрушению обеспечиваются при формировании структуры, представляющей собой смесь ГБ с фрагментами размером 200-500 нм, преимущественная разориентировка на границах которых составляет не менее  $5-8^\circ$ , и КПФ в количестве не более 40-60 % с размером зерна не более 5 мкм, высокой плотностью дислокаций и мелкодисперсной карбидной фазой размером 10-50 нм; при повышении гарантированного предела текучести до 625 и 690 МПа - РБ в количестве не менее 10 и 20 % соответственно в сочетании с КПФ в количестве не более 5...10 %. При этом показано, что наиболее структурно-чувствительной характеристикой является содержание вязкой составляющей в полнотолщинных пробах после ИПГ. В работе [65] были выявлены количественные зависимости по влиянию объемной доли и размера областей РБ на значения предела текучести, Рисунок 1.7 а, ударной вязкости при температуре испытаний минус  $40^\circ\text{C}$ , Рисунок 1.7 б, и доли вязкой составляющей в изломе проб после ИПГ, Рисунок 1.7 в. Установлено, что для минимизации расслоений размер областей РБ не должен превышать 300 мкм для стали с пределом текучести не менее 500 МПа, 250 мкм – 555 МПа и 100 мкм – 625...690 МПа при их доле не более 5...10 %.

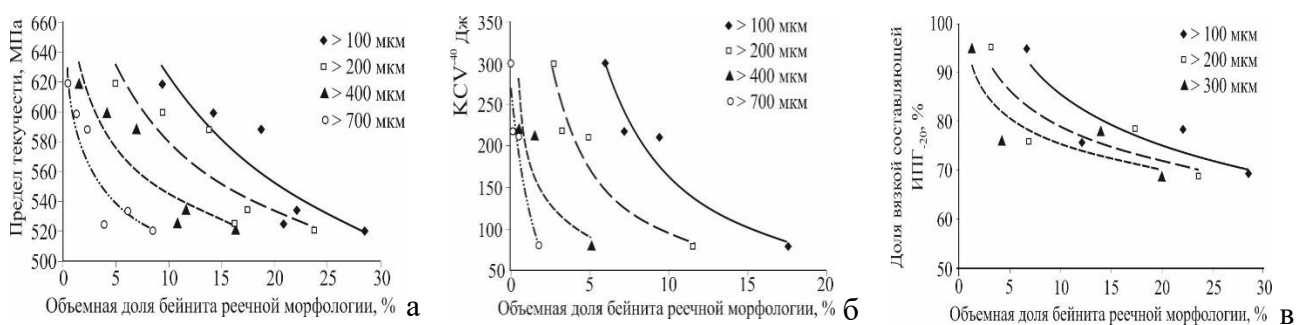


Рисунок 1.7 - Влияние размера и объемной доли областей РБ на предел текучести (а), ударную вязкость (б) и долю волокнистой составляющей в изломе полнотолщинных проб после ИПГ (в) в низколегированных трубных сталях [65]

Ряд работ [81; 209-211] посвящен исследованию взаимосвязи механических свойств, характеристик хладостойкости и трещиностойкости со структурой на различных участках ЗТВ сварных соединений. Выявлены основные структурные факторы, определяющие уровень трещиностойкости сварного соединения из низколегированных сталей. В частности, установлена тенденция к повышению значений  $CTOD_{ЗТВ}$  по мере измельчения исходного аустенитного зерна и уменьшения объемной доли бейнита речечной морфологии на крупнозернистом участке ЗТВ сварного соединения. В работе [81] показано, что зависимость параметра трещиностойкости  $CTOD_{ЗТВ}$  с объемной долей бейнитной фазы имеет более сложный характер, связанный с особенностями формирования островков МА-составляющей.

Таким образом, в многочисленных работах достаточно подробно исследованы морфологические и кристаллогеометрические особенности структуры хладостойких сталей для различных отраслей промышленности [171-207; 212-214]. Отмечено, что для обеспечения

высокого сопротивления хрупкому разрушению важны не только дисперсность и морфологические подобию структурных составляющих, но и параметры структуры, которые характеризуют внутреннее строение деформированной стали и описывают элементы субструктуры, разориентированные углами 5-15°. При этом ключевую роль играет однородность структуры по сечению листового проката. В связи с этим вопросы количественной оценки изменения структуры по толщине листового проката имеют определяющее значение [215-220], а разработка требований к степени неоднородности структуры по его сечению, гарантирующей высокую работоспособность стали, становится своевременной и амбициозной металловедческой задачей. Развитие новых методик распознавания и количественной оценки структурных составляющих [221-227] позволило перейти к комплексному решению поставленной задачи.

Так, работах [228-234] получили развитие методы измерения неоднородности макро- и микроструктур средствами цифровой обработки изображений, обеспечивающие однозначное опознание и измерение геометрии структурных составляющих. В работах [215; 216] усовершенствована методика оценки структурной неоднородности ферритно-бейнитной стали, описанная в работах [228; 229; 231], применительно к судостроительным сталям после ТМО+УО. Предложено оценивать степень неоднородности ферритно-бейнитной структуры низколегированных сталей коэффициентами анизотропии в ближнем  $K_{a1}$  (описывает вытянутость кристаллитов ГБ, а также зерен ПФ и КПФ) и дальнем  $K_{a100}$  (описывает вытянутость крупных пакетно-блочных областей РБ, МГБ и областей бейнита, не имеющего развитого внутреннего субзеренного строения, условно названного «негранулярным» бейнитом) окружении в сочетании с суммарной объемной долей областей «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм -  $V_B$ . Авторами работы [221] разработана методика количественной аттестации сложных многокомпонентных структур методами сканирующей электронной микроскопии, основанная на отображении кривизны кристаллической решетки и позволяющий идентифицировать разновидности  $\alpha$ -фазы, а также определять их объемные доли.

В работе [225] предложен экспресс-метод выявления БАЗ в сталях бейнитно-мартенситного класса с использованием стандартного пакета обработки результатов картирования кристаллографических ориентировок, получаемых при анализе дифракции обратно рассеянных электронов в растровом электронном микроскопе, а в работе [162] - метод исследования эволюции структурного состояния высокопрочных сталей при высокотемпературном отпуске на основании проведения панорамного кристаллографического анализа.

Несмотря на эволюцию методов и методик исследований, работы, в которых систематически анализируется влияние различных факторов на параметры трещиностойкости или результаты определения критических температур вязко-хрупкого перехода по методикам, предусматривающим испытания полнотолщинных проб, до выполнения настоящей работы отсутствовали как в отечественной практике, так и в зарубежной. Вопросы комплексной количественной оценки изменения структуры по сечению листового проката не рассматривались.

Особенностью низкоуглеродистых судостроительных сталей является тот факт, что даже незначительные, на первый взгляд, технологические воздействия и варьирование химического состава в узких диапазонах (в пределах 0,20 % по содержанию основных легирующих элементов – Mn, Ni, Cu, Cr и Mo) могут привести к существенному изменению морфологических и кристаллогеометрических параметров структуры (и, как следствие, механических свойств и характеристик работоспособности листового проката, особенно при увеличении его толщины) при сохранении фазового состава. В связи с этим создание хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс» потребовала разработки прецизионных технологических приемов горячей пластической деформации и научно обоснованных подходов к выбору содержания легирующих элементов, обеспечивающих в комплексе получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах.

### **1.7. Научно-технологический задел для создания новых прецизионных технологий**

Ведущими российскими металлургическими предприятиями, располагающими оборудованием для реализации технологий ТМО+УО, ЗПН+О или З+О, для производства высококачественных хладостойких сталей для судостроения являются ПАО «Северсталь», ПАО «ММК», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь») по кооперации с ПАО «Северсталь», АО «Выксунский металлургический комбинат», АО «Уральская сталь».

В целом технологические процессы производства листового проката из хладостойких сталей на различных комбинатах во многом близки. Отличия в принципиальных технологических переделах связаны с составом оборудования конкретного производителя. В частности, различаются способы получения жидкой стали - выплавка в электродуговой печи с разливкой в слитки (ООО «ОМЗ-Спецсталь») или кислородном конвертере с разливкой в непрерывнолитые слябы (ПАО «ММК», ПАО «Северсталь»), необходимостью получения промежуточных заготовок (брам) в случае использования разливки стали в слитки, способом термической обработки - закалка с отдельного печного (ПАО «ММК», ООО «ОМЗ-Спецсталь») в проходной (ПАО «ММК») или камерной (ООО «ОМЗ-Спецсталь») печи или прокатного (ПАО «Северсталь», ПАО «ММК», ООО «ОМЗ-Спецсталь» по кооперации с ПАО «Северсталь») нагрева, проведением высокотемпературного отпуска в проходной (ПАО «ММК») или камерной (ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь») печах.

В частности, отсутствие ограничений по моменту прокатки на стане «5000» ПАО «Северсталь», контроль по проходной среднемассовой расчетной температуры по всему сечению массивных заготовок, возможность управления скоростью прокатки в полуавтоматическом режиме при горячей пластической деформации позволяет разрабатывать прецизионные температурно-деформационные схемы со значительными по проходными

деформациями. При этом непосредственная близость установки ускоренного охлаждения к прокатному стану, а также ее конструктивные особенности (спрейерная система) позволяют осуществлять охлаждение без существенного снижения температуры после прокатки (практически с температуры окончания прокатки) и управлять скоростью охлаждения в широком диапазоне, обеспечивая достаточно равномерное охлаждение при ТМО+УО и требуемую прокаливаемость при закалке с прокатного нагрева в листах больших толщин – вплоть до 100 мм.

Стан «5000» ПАО «ММК» обладает рядом технических преимуществ, необходимых при разработке прецизионных технологических процессов, в частности, наличие современной сквозной цифровой автоматизированной системы контроля и управления технологическими параметрами производства листового проката, возможность регламентировать не только температуру нагрева, но градиент температур по слоям непрерывнолитой заготовки, высокое усилие прокатки, возможность проведения высокоскоростной деформации, прокатки при более высоких температурах, как на черновой, так и на чистовой стадиях, незначительные температурные погрешности, возможность автоматизированного управления температурной и деформационной схемой по проходам – по возрастающему, убывающему графику в узких заданных диапазонах или при постоянном параметре -  $\pm 5$  °С. Кроме того, наличие системы как спрейерного, так и ламинарного типа, автоматическое управление температурным диапазоном, скоростью и расходами воды в установке контролируемого охлаждения (УКО) позволяет обеспечить равномерность охлаждения по всему сечению листового проката и его длине вплоть до 18 м. При этом особенности расположения системы ускоренного охлаждения (наличие листопрямительной машины непосредственно после стана перед УКО) и лимитированный момент на валках (момент прокатки)) при нерациональных температурно-деформационных режимах может привести к перераспределению частных обжатый по проходам непосредственно в процессе прокатки и «захолаживанию» поверхностных слоев [235].

Технологическая сложность процесса получения высококачественной хладостойкой низкоуглеродистой судостроительной стали обусловлена тесной взаимосвязью всех технологических переделов, включающих выплавку полупродукта, доводку металла и внепечное рафинирование, разливку на машинах непрерывного литья заготовок, высокотемпературную (черновую) и завершающую (чистовую) стадию прокатки полученных непрерывнолитых слябов или электросталеплавильных слитков с точным соблюдением заданных режимов термомеханической и термической обработки. Каждый передел вносит свой вклад в формирование структурной неоднородности, наблюдаемой в готовом прокате.

Для обеспечения получения заданных химических составов (с учетом узких диапазонов содержания химических элементов) и высокого металлургического качества исходных заготовок были разработаны специальные технологии выплавки, внепечной обработки и разливки. Анализ существующих технологий производства судостроительных марок сталей показал, что повышение металлургического качества металла может быть осуществлено на этапе выпуска металла из сталеплавильного агрегата, внепечной обработки стали за счет оптимизации технологии раскисления и модифицирования жидкой стали, а также при

непрерывной разливке за счет защиты зеркала металла в кристаллизаторе и воздействия на кристаллизующийся слиток. При производстве низкоуглеродистых судостроительных сталей с содержанием марганца до 1,5 %, микролегированных ванадием и ниобием совместно или раздельно, особое внимание необходимо уделять металлургическому качеству непрерывнолитых заготовок (слябов КП). Основными направлениями повышения металлургического качества листового проката из хладостойких судостроительных сталей является обеспечение минимально возможной степени загрязненности металла неметаллическими включениями, вредными примесями и газами, формировании однородной мелкозернистой структуры слитка, минимизации центральной сегрегационной неоднородности, а также предотвращении образования поверхностных дефектов и дефектов макроструктуры.

Поскольку осевая и дендритная (химическая) неоднородность исходной заготовки, образующаяся вследствие ликвации химических элементов (фосфора, углерода, азота, марганца, серы и кремния) в центральную зону сляба и межосные пространства дендритов при кристаллизации, наследуется листовым прокатом в виде широких протяженных полос, параллельных плоскости проката, с повышенной концентрацией растворенных в стали химических элементов и загрязненностью включениями сульфидов, оксидов, силикатов и нитридов, к макроструктуре высоконадежных хладостойких сталей арктического применения предъявляются повышенные требования к макроструктуре исходных заготовок, а также предусматривается дополнительный контроль содержания неметаллических включений в листовом прокате в соответствии с Таблицей 1.5.

Таблице 1.5 – Современные требования к макроструктуре исходных заготовок и содержанию неметаллических включений листового проката из высоконадежных хладостойких судостроительных сталей арктического применения, в том числе с индексом «Arc»

| Макроструктура                   |                | Неметаллические включения |                      |                             |
|----------------------------------|----------------|---------------------------|----------------------|-----------------------------|
| Тип дефекта                      | Балл, не более | Тип                       |                      | По среднему баллу, не более |
| Осевая рыхлость                  | 1,5            | Сульфиды                  |                      | 1,0                         |
| Осевая химическая неоднородность | 1,5            | Оксиды                    | строчечные (ОС)      | 1,5                         |
|                                  |                |                           | точечные (ОТ)        | 1,5                         |
| Осевая трещина                   | 1,0            | Силикаты                  | хрупкие (СХ)         | 2,0                         |
| Точечная неоднородность          | 1,0            |                           | пластичные (СП)      | 1,5                         |
| Гнездообразные трещины           | 1,0            |                           | Недеформируемые (СН) | 2,5                         |

Современное прокатное оборудование позволяет управлять структурообразующими процессами за счет использования автоматизированных технологий горячей пластической деформации с возможностью проведения высокоскоростной прокатки; высокоточного управления температурной схемой деформации [236; 237], степенью и дробностью обжатий [238], интенсивностью ускоренного охлаждения. В последнее время особое внимание уделяется совершенствованию схем горячей пластической деформации с помощью управления структурообразующими процессами.

Основные закономерности структурных превращений при горячей пластической деформации и их влияние на свойства различных материалов были описаны в работах, выполненных под руководством Садовского В.Д., Смирнова М.А., Соколова Е.Н., Займовского В.А, Бернштейна М.Л, Капуткиной Л.М., Добаткина С.В. и др. [113; 116; 239]. По характеру структурного отклика на термомеханическое воздействие можно выделить четыре эффекта:

1) измельчение аустенитного зерна за счет динамической (ДР), метадинамической (МДР) или первичной статической рекристаллизации (СР) при горячей пластической деформации в высокотемпературной области (выше пороговой температуры рекристаллизации аустенита);

2) создание развитой субструктуры в аустените за счет фрагментации и полигонизации дислокаций при горячей пластической деформации при температурах ниже пороговой температуры СР;

3) формирование дисперсных конечных (превращенных) структур за счет фазового превращения в заданной области в процессе контролируемого охлаждения;

4) формирование развитой субструктуры в конечной структуре при деформации ниже критической точки  $A_{r3}$  (применимо для сталей с ферритно-перлитной структурой).

ДР протекает одновременно с пластической деформацией с непрерывным образованием новых мелких бездефектных зерен аустенита, однако для ее протекания необходима достаточно высокая температура и степень деформации, которую называют критической (пороговой) -  $\epsilon_p$ . МДР протекает сразу после деформации без инкубационного периода – происходит рост зародышей, образовавшихся в результате ДР, с которой после инкубационного периода в ходе изотермической выдержки (паузах между последовательными деформациями) начинает конкурировать СР, оказывая влияние на процесс релаксации напряжений. При этом для формирования конечной дисперсной структуры необходимо обеспечить температурно-деформационные условия для полного протекания процессов рекристаллизации ДР и МДР во избежание формирования разнотерности аустенитного зерна.

СР - зарождение новых аустенитных зерен на границах деформированных бывших зерен после завершения пластической деформации (во время междеформационных пауз или при промежуточном подстуживании) при наличии инкубационного периода. Оптимальное использование СР для получения однородной мелкозернистой структуры аустенита при прокатке предполагает в каждой паузе между последовательными проходами или при накоплении необходимой суммарной степени деформации за несколько проходов полное завершение первичной СР, но исключает чрезмерно длительные выдержки, приводящие к собирательной рекристаллизации (росту аустенитного зерна). Знание температурного порога рекристаллизации необходимо при выборе режимов термомеханической обработки, так как при  $T < T_{nr}$  изменяется механизм формирования структуры деформируемого аустенита - прекращаются рекристаллизационные процессы и начинается процесс упрочнения аустенита с формированием в нем субзеренной структуры [44; 240; 241] – фрагментация и динамическая полигонизация дислокаций.

Фрагментация заключается в разбиении зерен единой исходной ориентации на разориентированные малоугловыми дислокационными границами фрагменты [44; 116], причем



требуемое измельчение структуры может достигаться не только путем фрагментации конечной (низкотемпературной) фазы, что трудно осуществимо на практике, но и путем наследования и усиления фрагментации высокотемпературной фазы (аустенита) при последующем фазовом превращении, как считают авторы работ [160; 242].

Микролегирующие элементы (в первую очередь ниобий, ванадий, титан) в судостроительной стали во многом определяют процессы, протекающие при горячей пластической деформации перед ускоренным охлаждением. Их влиянию на процессы роста зерна и кинетику рекристаллизации посвящен ряд работ отечественных [130-132] и зарубежных [124-129] авторов. Микролегирование карбидонитридообразующими элементами способствует снижению интенсивности протекания ДР, МДР и СР [101; 102], сдерживанию роста новых рекристаллизованных зерен после завершения первичной СР в паузах между последовательными обжатиями на высокотемпературной стадии прокатки и при промежуточном подстуживании, а также расширению диапазона температур, в которых можно обеспечить «псевдоизмельчение» аустенитной структуры за счет формирования дислокационной субструктуры при деформации ниже температуры рекристаллизации аустенита. Замедление рекристаллизации аустенита при микролегировании ванадием, ниобием и титаном объясняется следующим: общим замедлением диффузии из-за твердорастворного упрочнения аустенита атомами V, Nb и Ti зерен за счет «solute drag»-эффекта; тормозящим миграцию границ влиянием карбидов и карбонитридов Nb и Ti, не растворившихся при нагреве; укреплением границ зерен и субзерен дисперсными частицами V(C,N); Nb(C,N); V,Nb(C,N); Ti(C,N); Nb,Ti(C,N), выделение которых значительно ускоряется под влиянием горячей пластической деформации за счет повышения плотности несовершенств кристаллического строения.

В работе [243] показано, что однородная структура аустенита, полученная при нагреве под прокатку, сохраняет свою однородность и после высокотемпературной (черновой) стадии при условии создания температурно-деформационных условий для полного завершения СР в каждом последовательном проходе. Исходная разнотернистость аустенитной структуры не устраняется в процессе многократной горячей пластической деформацией на черновой стадии прокатки. В работах [131; 132; 243] представлены результаты исследования роста зерна аустенита при нагреве низкоуглеродистых сталей различного легирования. Для низколегированных сталей авторами работы [131; 132; 243] построены карты структурных состояний с выделением областей однородной мелкозернистой (с размером зерен до 100 мкм) и разнотернистой (наличия отдельных зерен размером от 1 до 6 мм в мелкозернистой матрице) структуры аустенита. Установлено [131; 132; 243], что в диапазоне температур 1080-1250 °С и времени выдержки от 30 до 420 мин развитие вторичной рекристаллизации аустенита возможно при перегреве  $\Delta T$  выше температуры растворения карбонитрида ниобия  $T_{Nb(C,N)}$ , который обратно зависит от значения  $T_{Nb(C,N)}$  и продолжительности выдержки выше данной температуры.

В многочисленных исследованиях [103; 130-132] установлены температурные интервалы протекания рекристаллизационных процессов в низкоуглеродистых сталях различного

легирования. В работе [244-246] продемонстрировано, что наиболее удобным видом представления температурно-деформационных параметров протекания процессов ДР, МДР и СР аустенита при горячей пластической деформации являются карты структурообразующих процессов, Рисунок 1.8. Эти карты позволяют определить области существования рекристаллизационных процессов, а также продемонстрировать термомеханические условия, при которых наблюдается отсутствие какого-либо из этих процессов. Авторами показано, что в низкоуглеродистых судостроительных сталях в условиях дробной горячей прокатки процессы ДР и МДР маловероятны, а основным механизмом формирования мелкозернистой структуры аустенита является СР в паузах между последовательными деформациями [103; 130]. Ряд работ [247-250] посвящен созданию физических и математических моделей, описывающих кинетику процессов ДР, МДР и СР аустенита.

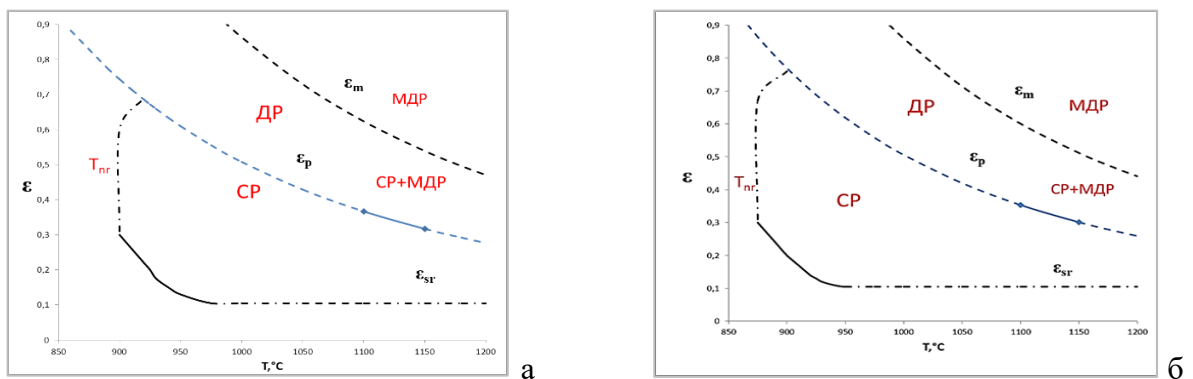


Рисунок 1.8 - Карта структурообразующих процессов в низколегированной (а) и среднелегированной (б) судостроительной стали [245; 246]

Получение дисперсной ферритно-перлитной, ферритно-бейнитной, бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры обусловлено не только формированием исходной мелкозернистой структуры аустенита за счет сдерживания существенного роста зерна при нагреве под прокатку и управления процессами ДР, МДР и СР на высокотемпературной стадии горячей деформации. Существенную роль играет создание развитого субзеренного строения в аустенитных зернах на завершающей стадии прокатки в оптимальном температурном диапазоне ниже температуры рекристаллизации, а также управление фазовыми превращениями [199; 236-238; 251-256].

Горячая пластическая деформация в области фрагментации аустенита приводит к увеличению количества дислокационных границ во внутреннем объеме областей бейнитного феррита. Средние размеры структурных элементов, образованных такими границами, уменьшаются после предварительной деформации со степенью  $e = 30\%$  при температуре  $\sim 900^\circ\text{C}$  от  $\sim 2$  до  $0,5-0,6$  мкм, границы реек бейнита и мартенсита искривляются, что препятствует образованию протяженных пластинчатых карбидов [160].

В работах М.А.Штремелеля и М.Л.Бернштейна [113; 116] установлена возможность прямого наследования мартенситом дислокационной структуры аустенита. С помощью электронно-микроскопических исследований продемонстрировано, что субграницы в аустените не обрываются на межфазных границах, а продолжают в мартенситных кристаллах. Авторами

работ [159; 257] показано, что в случае деформации исходного аустенита в кристаллографическом спектре увеличивается доля малоугловых разориентировок, что можно объяснить фрагментацией аустенита и наследованием малоугловых разориентировок деформационного происхождения. Структура деформированного аустенита наследуется при бейнитном превращении, а разориентировки на границах фрагментов (субзерен) в бейнитных областях не только наследуются, но и увеличиваются [160].

В деформированном аустените существенно ускоряется зарождение новых зерен на исходных аустенитных границах [255], однако этот эффект нельзя объяснить исключительно увеличением числа потенциальных мест зарождения на границах [256]. Характер кривых превращения удастся воспроизвести, только предположив значительное понижение энергетического барьера для зарождения новой фазы. При этом оказывается, что повышение движущей силы превращения за счет запасенной энергии деформированной субструктуры аустенита слишком мало для обеспечения наблюдаемого ускорения превращения [256]. Остается предположить, что снижение барьера зарождения связано преимущественно с повышением энергии самих границ за счет повышения степени их дефектности и с формированием приграничной деформированной субструктуры [25].

Для сталей с повышенным содержанием легирующих элементов более существенное повышение критической точки начала превращения обусловлено повышением эффективной межфазной поверхности аустенита и увеличением числа центров зарождения новой фазы. Устойчивость аустенита к перлитному превращению, которое наблюдается при более высоких скоростях охлаждения, снижается по сравнению с недеформированным состоянием [25].

Вследствие того, что превращение аустенита по второй ступени (бейнитное) имеет признаки как диффузионного, так и бездиффузионного, деформация аустенита оказывает на него двойственное воздействие. С одной стороны, повышается температура начала и окончания бейнитного превращения, а с другой стороны, бейнитная область на термокинетической диаграмме расширяется вправо в сторону меньших скоростей охлаждения.

Горячая пластическая деформация аустенита влияет на кинетику превращения за счет того, что ускоряется зарождение новой фазы на границах зерен, а также появляются дополнительно места зарождения внутри зерна, Рисунок 1.9 [160; 255].

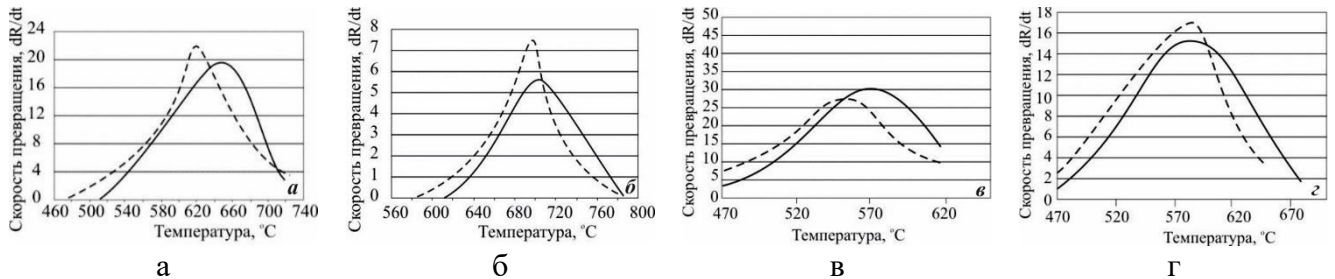


Рисунок 1.9 - Влияние горячей пластической деформации на скорость фазового превращения в низкоуглеродистых низколегированной (а, б) и среднелегированной (в, г) судостроительных сталях: а –  $V_{охл} = 25$  °C/c, б –  $V_{охл} = 5$  °C/c; в –  $V_{охл} = 50$  °C/c, г –  $V_{охл} = 20$  °C/c [160]

В то же время, необходимо учитывать определенное тормозящее действие горячей пластической деформации: границы фрагментов и субзерен являются барьерами для роста

зерна. Во фрагментированной структуре аустенита местами, где зарождение наиболее энергетически выгодно, являются участки БУГ деформационного происхождения [44]. Скорость внутризеренного зарождения первичных элементов бейнита пропорциональна удельной поверхности таких участков. Эта величина, в свою очередь, пропорциональна удельной площади поверхности субзеренных границ и доле границ деформационного происхождения с углами разориентировки более  $8^\circ$  среди них [25; 44].

Положительным влиянием горячей пластической деформации в аустенитном состоянии можно считать расширение интервала бейнитного превращения к более низким скоростям охлаждения, что позволяет получать бейнитную структуру по всему сечению листового проката различной толщины.

В низколегированных сталях при охлаждении из мелкозернистого рекристаллизованного деформированного аустенита формируется ферритно-бейнитная структура с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии [25], в результате чего в процессе превращения происходит дробление аустенитного зерна, исходная фрагментация усиливается [25], что позволяет обеспечить высокий уровень прочностных характеристик и хладостойкости стали.

В среднелегированных высокопрочных сталях из рекристаллизованного деформированного аустенита формируется однородная бейнитная или бейнитно-мартенситная структура преимущественно реечного типа. При охлаждении из крупных деформированных зерен аустенита формируются вытянутые в направлении прокатки крупные области РБ, при этом разбиения границ исходного аустенитного зерна не происходит [25].

Таким образом, управление вышеописанными структурообразующими процессами путем варьирования температурно-деформационно-скоростных условий проведения горячей прокатки и ускоренного охлаждения позволяет изменять не только соотношение и морфологию структурных составляющих, но и количественно воздействовать на размер структурных элементов (РСЭ), разориентированных различными углами, по всему сечению листового проката. При этом даже при небольшой на первый взгляд корректировке легирования для разработки температурно-деформационных режимов горячей пластической деформации и последующего охлаждения требуется проведение комплексных исследований процессов структурообразования (роста зерна, кинетики ДР, МДР, СР, фазовых превращений, моделирования технологических процессов).

Получение мелкозернистой квазиоднородной по сечению листового проката ферритно-перлитно-бейнитной, ферритно-бейнитной, бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры обусловлено формированием исходной дисперсной зеренной структуры аустенита за счет сдерживания существенного роста зерна при нагреве под прокатку и управления процессами ДР, МДР и СР на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, создания развитого субзеренного строения аустенита на завершающей (чистой) стадии прокатки в оптимальном температурном диапазоне ниже температуры рекристаллизации, рациональном выборе интенсивности последующего охлаждения, закалки и высокотемпературного отпуска. С этой точки зрения особенно важным становится определение оптимальных схем обжатий по проходам и температурных режимов горячей пластической деформации.

Авторами работ [131; 132] установлено, что для повышения однородности исходной аустенитной структуры необходимо регламентировать не только температуру и продолжительность нагрева, но и время нахождения металла в томильной зоне методической нагревательной печи. Наиболее однородная мелкозернистая структура аустенита формируется при его ограничении – не более 100 мин, что позволяет существенно повысить стабильность значений работы удара при низких температурах и сопротивление хрупкому разрушению.

В работах [130; 131; 243] предложены режимы черновой стадии прокатки, обеспечивающие формирование дисперсной однородной аустенитной структуры перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. При этом рекомендовано чередование деформаций с незначительной и полной рекристаллизацией в первых проходах с целью получения однородной рекристаллизованной структуры при реализуемых в промышленных условиях степенях обжатий.

В работах [103; 130] описан способ управлением временем междеформационных пауз для завершения СР при накоплении необходимой движущей силы. Для высокопрочных сталей, рекомендованы режимы горячей деформации при температурах 1000-1100 °С при микролегировании ванадием и 1050-1150 °С при микролегировании ниобием с регламентацией пауз между последовательными обжатиями не менее 10 с. При температуре ниже 1000 °С целесообразно проведение нескольких последовательных обжатий с минимальными паузами для накопления движущей силы СР. Однако в промышленности в условиях автоматизированного процесса горячей прокатки данный технологический прием трудно реализуем, и при этом снижает производительность при валовом производстве листового проката. Следует отметить, что температурно-деформационные схемы прокатки должны учитывать не только кинетику СР, но и рост зерна за счет собирательной рекристаллизации в более горячих центральных слоях листового проката по сечению, приводящему к разнотерности аустенита [25].

В сочетании с измельчением исходного аустенитного зерна на высокотемпературной (черновой) стадии горячей прокатки за счет управления рекристаллизационными процессами не менее важным является выбор температурно-деформационных схем прокатки на завершающей (чистой) стадии прокатки.

Для низкоуглеродистых судостроительных сталей массового производства с пределом текучести не менее 315 МПа установлено, что чистовая стадия прокатки должна начинаться вблизи и завершаться несколько ниже критической точки  $A_{r3}$  - ~ на 20–40 °С, что позволяет сформировать максимально возможное число зародышей ферритных зерен на границах БАЗ, а также получить развитую субзернистую структуру в КПФ за счет его незначительного наклепа и обеспечения процесса полигонизации дислокаций. Деформация мелкозернистого аустенита в области его фрагментации приводит к измельчению ферритного зерна, Рисунок 1.10 а, а снижение температуры деформации ниже точки  $A_{r3}$  способствует дополнительному упрочнению за счет повышения плотности несовершенств кристаллического строения, Рисунок 10 б, и МУГ деформационного происхождения, Рисунок 1.10 в [160]. В работе [160] также показано, что применение рациональных технологических схем обработки позволяет использовать упрочняющее действие мельчайших выделений сложных карбонитридов

микролегирующих элементов, размером и объемной плотностью которых возможно управлять с помощью режимов горячей деформации и ускоренного охлаждения [25].

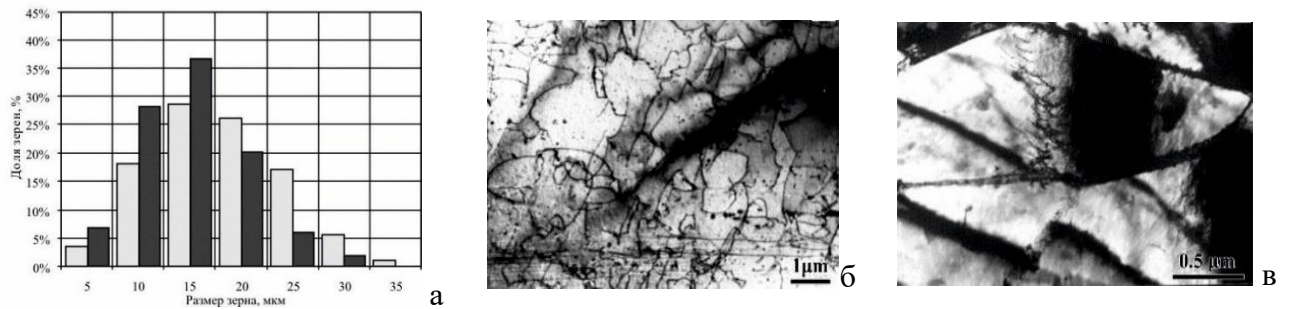


Рисунок 1.10 - Распределение ферритных зерен стали по размерам: ■ – после динамической рекристаллизации аустенита; ■ – после деформации мелкозернистого аустенита в области его фрагментации. Структура низколегированной судостроительной стали после ТМО+УО [160]

В работах [65] авторы полагают, что для низколегированных сталей:

- с ферритно-бейнитной структурой (за счет меньшей степени наследования фрагментации аустенита при фазовом превращении) целесообразно проведение многократной деформации в области рекристаллизации для максимального измельчения аустенитного зерна и при температурах на 200-250 °С ниже пороговой температуры  $СР$  аустенита для фрагментации аустенита с целью образования дисперсных структурных элементов, формирующихся по диффузионному механизму;

- максимальное измельчение бейнитной структуры за счет наследования фрагментации деформированного аустенита достигается после деформации со степенью 50 % при температуре на 150-200 °С ниже пороговой температуры  $СР$  аустенита, что приводит к измельчению структурных элементов вплоть до 200-400 нм [65].

В работе [243] обосновано, что для низколегированных сталей деформацию на завершающей стадии целесообразно проводить с окончанием вблизи критической точки  $A_{r3}$ , что обеспечивает формирование дисперсной ферритно-бейнитной структуры с равномерным распределением мелких частиц МА-составляющей, и, как следствие, способствует существенному снижению значений температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$ .

Авторами работы [258] показано, что при одностадийной прокатке высокопрочной судостроительной стали понижение температуры деформации при одновременном повышении степени обжатий за проход приводит к усилению наклепа высокотемпературной фазы с более острой текстурой деформации, способствуя формированию ГБ. Для получения бейнитной структуры преимущественно речного типа при прокатке листового проката толщиной до 30 мм рекомендовано на нескольких последних проходах ограничивать температуру деформации (не менее 950 °С) при средней степени обжатий ~ 11 %.

Особую сложность, обусловленную неоднородностью распределения температуры и деформации по сечению массивных полуфабрикатов, представляет разработка схем горячей пластической деформации для получения толстолистового проката с мелким, однородным по всему его сечению зерном [217]. С помощью методов математического моделирования в работе

[259-261] установлено, что за счет преднамеренного создания определенного температурного градиента возможно управлять характером напряженно-деформированного состояния, добиваясь исчезновения растягивающих напряжений в центральной части высокого очага деформации и повышения «прорабатываемости» центральных слоев листового проката больших толщин за счет возрастания интенсивности сдвиговых напряжений. Схема деформации с неравномерным распределением температуры сляба (путем управления характером распределения температур по сечению промежуточной заготовки, определяемого толщиной и температурой «захоложенных» слоев) по сравнению с равномерным распределением становится более благоприятной: в средней по толщине области очага деформации отсутствуют растягивающие напряжения, повышается интенсивность деформации в центральных слоях. В частности, в работе [262] описана модель напряженного состояния металла в очаге деформации при прокатке толстых листов с пониженной температурой деформации в последних проходах, показана возможность совершенствования режимов горячей прокатки путем выравнивания нагрузок между проходами за счет перераспределения обжатий.

Безусловно, данные исследования позволили расширить представления о влиянии схем горячей пластической деформации на формирование мелкозернистого аустенита по всему сечению массивных полуфабрикатов и, как следствие, повышение дисперсности и однородности превращенной структуры. Возможности современного прокатного оборудования с автоматизированным управлением и высокой степенью воспроизводимости заданных технологических параметров позволили перейти к разработке прецизионных режимов горячей пластической деформации при термомеханической обработке и закалке с прокатного нагрева (деформации с регламентируемой скоростью согласно заданной температурно-деформационной схеме обжатий по проходам), базирующихся на последовательном измельчении зеренной и субзеренной структуры стали за счет управления основными структурообразующими процессами на каждом этапе технологического передела. При этом технологические воздействия должны быть направлены на снижение анизотропии структуры, получение заданного соотношения и морфологии структурных составляющих, выполнение определенных требований к РСЭ, доле МУГ и БУГ, а также обеспечение допустимой степени неоднородности структуры по всему сечению листов толщиной до 100 мм, что и позволит обеспечить гарантированную хладостойкость и трещиностойкость при низких температурах.

## **ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ**

В основе металловедческих подходов к созданию низкоуглеродистых хладостойких судостроительных сталей лежат достаточно подробно изученные за последние 20-30 лет взаимосвязи между легированием, кинетикой фазовых превращений, режимами горячей пластической деформации, параметрами ускоренного охлаждения, закалки,

высокотемпературного отпуска, формирующейся структурой и механическими свойствами. Этими вопросами занимались ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей» (с 70-х годов прошлого века как отраслевой институт судостроения), ЦНИИ Черной металлургии им. И.П.Бардина, Институт физики металлов УрО РАН, АО «Русский научно-исследовательский институт трубной промышленности» и некоторые другие коллективы, а также ряд зарубежных исследователей.

Показано, что в первую очередь, учитывая значимую роль границ зёрен, необходимо повысить металлургическое качество стали, исключив сегрегацию вредных примесей и неметаллических включений, а затем обеспечить формирование квазиизотропной структуры по всему сечению листового проката. Сформулированы принципы создания такой структуры в хладостойких судостроительных сталях, которые заключаются в обеспечении морфологического подобия структурных составляющих; исключении формирования протяженных границ раздела; образовании мелкодисперсной карбидной фазы глобулярной морфологии; создании фрагментированной (субзеренной) структуры [86-88]. Эта задача решается за счет выбора химического состава, позволяющего в достаточно широком интервале варьировать скорости охлаждения (важно для толстолиствого проката) без изменения характера протекания фазовых превращений, и последовательного измельчения структуры на каждом этапе технологического передела.

На основании данных подходов к 2009 году была создана серия хладостойких «базовых» судостроительных сталей уровней прочности 235-690 категорий D, E и F и разработаны технологии их производства. Они обеспечивали получение высоких прочностных и вязко-пластических свойств за счет выполнения требований к структуре в части размера зерна феррита и его содержания в низколегированных сталях и заданного соотношения структурных составляющих при ограничении доли свободного феррита в легированных судостроительных сталях. Из таких сталей построены морская ледостойкая платформа «Приразломная», буровая платформа «Арктическая».

Современная сложная морская техника: универсальные атомные и дизель-электрические ледоколы, суда ледового плавания, ледокольные суда обеспечения, модернизированные атомные плавучие энергоблоки, многофункциональные научно-экспедиционные суда ледового класса, ледостойкие морские стационарные и самодвижущиеся исследовательские платформы, морские ледостойкие терминалы требует применения высоконадежных хладостойких свариваемых сталей нового поколения уровней прочности 355...750 с гарантированными характеристиками работоспособности при низких температурах. Для ряда сложных сварных конструкций (в том числе, ледостойких стационарных платформ с опорными основаниями, выполненными из свай, несущих и защитных элементов подводных добычных комплексов, подводных сооружений типа опорных плит и опорных оснований решетчатого типа) необходим листовой прокат толщиной до 100 мм из широко используемых низколегированных хладостойких сталей с пределом текучести 355...460 МПа. Практика производства листового проката толщиной 71-100 мм из низколегированных сталей по технологиям ТМО+УО и ЗПН+О отсутствовала на российских металлургических предприятиях.



В последние годы существенно доработаны критерии эксплуатационной надежности хладостойких сталей арктического применения, предусматривающие предотвращение старта хрупкой трещины и обеспечение торможения магистрального хрупкого разрушения основным металлом. В «Правила...» РМРС-2012 и Национальный стандарт РФ ГОСТ Р 52927-2015 внесены научно обоснованные требования к сталям с индексом «Агс» [10; 11], которые могут применяться без ограничений в условиях Арктики для любых конструктивных элементов до минимальной (расчетной) температуры материала  $T_D$ . Для сталей с индексом «Агс» необходимо одновременное выполнение требований к значениям температур вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$ , нулевой пластичности NDT и критического раскрытия вершины трещины CTOD при низких температурах испытаний.

Принципиальным отличием хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс» от «базовых» судостроительных сталей категорий D, E, F (при одинаковых требованиях к механическим свойствам) является то, что характеристики работоспособности листового проката и сварных соединений из таких сталей должны гарантироваться технологией их производства. Однако до настоящего времени такие технологии отсутствовали, что ставило под угрозу обеспечение экономических интересов и геополитической безопасности РФ в Арктике.

Для освоенных «базовых» марок стали результаты определения всех трех характеристик работоспособности не удовлетворяли разработанным требованиям, что не позволило использовать данный опыт для производства судостроительных сталей с индексом «Агс». Стало очевидным, что при создании новых сталей с гарантированной работоспособностью при низких температурах (с индексом «Агс») необходим системный подход, включающий разработку:

- количественных требований к параметрам структуры по сечению листового проката, которые обеспечивают гарантированную работоспособность при низких температурах;
- научно обоснованных концепций легирования для формирования структуры с заданными параметрами;
- технологических приемов, которые направлены на повышение дисперсности и однородности конечной (превращенной) структуры по всему сечению листового проката больших толщин с учетом неоднородности распределения температурно-деформационно-скоростных параметров по сечению крупномасштабных заготовок при двухстадийной горячей пластической деформации и ускоренном охлаждении.

При этом для обеспечения высокой хладостойкости и трещиностойкости должны предъявляться комплексные количественные требования как к морфологии, анизотропии, соотношению структурных составляющих, так и к дисперсности структурных элементов, доле малоугловых и большеугловых границ при нормировании допустимого изменения всех параметров по сечению листового проката. Развитие новых методик распознавания и количественной оценки структурных составляющих позволило перейти к разработке таких требований, которые отсутствовали как в отечественной, так и в зарубежной практике. Вопросы комплексной количественной оценки изменения структуры по сечению листового проката в принципе не рассматривались.

В связи с этим **целью диссертационной работы** является создание хладостойких судостроительных сталей с пределом текучести 355...750 МПа с гарантированной работоспособностью при низких температурах (с индексом «Агс»), предназначенных для эксплуатации в Арктике, и технологий их производства.

Для ее реализации **поставлены и должны быть решены следующие задачи:**

1. Разработаны количественные требования к параметрам структуры по сечению листового проката, обеспечивающей получение гарантированных характеристик работоспособности хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс».

2. Установлена взаимосвязь параметров структуры с механическими свойствами и характеристиками работоспособности низколегированных и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей.

3. Разработаны химические составы хладостойких судостроительных сталей для Арктики, в том числе с индексом «Агс».

4. Определены температурно-деформационные схемы горячей пластической деформации при исследовании структурообразующих процессов на базе имитационного моделирования на dilatометре и пластометре «GLEEBLE 3800», обеспечивающие формирование дисперсной структуры.

5. Установлено влияние режимов термомеханической и термической обработки на количественные параметры структуры по сечению листового проката, механические свойства и характеристики работоспособности.

6. Разработаны и внедрены в промышленных условиях технологии производства листового проката из хладостойких судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью в арктических условиях.

7. Проведена оценка механических свойств и характеристик работоспособности листового проката, изготовленного в промышленных условиях по разработанным технологиям, установлены закономерности формирования структуры и свойств в зоне термического влияния (ЗТВ) сварных соединений из низколегированных и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс».

Решение поставленных задач позволит обеспечить технологический суверенитет РФ в области создания уникальных хладостойких судостроительных сталей для строительства мощнейшего ледокольного флота и другой специализированной морской техники арктического применения.

## Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

### 2.1. Характеристика судостроительных сталей, исследованных в работе

Материалом для проведения исследований послужили низкоуглеродистые низко- и экономнолегированные судостроительные хладостойкие стали. Исследованный листовой прокат из них отличался типом исходной заготовки (непрерывнолитой сляб КП или слиток ЭСПЦ), технологией изготовления - ТМО+УО, ЗПН+О или З+О и композицией легирования в зависимости от уровня прочности. Фактические химические составы исследованных плавок представлены в главах 3-6 диссертационной работы.

Изготовление опытно-промышленных партий листового проката производилось в условиях оборудования кислородно-конвертерных цехов и толстолистовых станов «5000» ПАО «Северсталь» и ПАО «ММК», а также электросталеплавильного цеха ООО «ОМЗ-Спецсталь» по кооперации с ПАО «Северсталь». Для изготовления листового проката из хладостойких судостроительных сталей для Арктики использованы следующие технологические процессы:

- ТМО+УО для производства листового проката из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 315 МПа категорий D, E толщиной до 70 мм; 355 и 390 МПа категорий D, E, F толщиной до 100 мм; 420 и 460 МПа категорий D, E, F толщиной до 60 мм; 355, 390, 420 и 460 МПа категории F с индексом «Агс» толщиной до 50 мм;

- ЗПН+О и/или З+О для производства листового проката из экономнолегированных сталей с гарантированным пределом текучести 420 и 460 категорий D, E, F толщиной 80-100 мм; 500, 620, 690 (категорий D, E, F) и 750 (категорий D, E) с индексом «Агс» толщиной до 40...60 мм (в зависимости от уровня прочности).

Технологическая схема изготовления листового проката из низколегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355...460 в ПАО «Северсталь», в том числе с индексом «Агс», включает в себя следующие технологические операции, Рисунок А.3 (Приложение А):

- выплавку в кислородном конвертере объемом 370 т, внепечную обработку и разливку стали по следующей цепочке: КК → УПК → УВС → УНРС;
- замедленное охлаждение непрерывнолитых слябов КП толщиной 315 мм;
- сплошную абразивную зачистку слябов (при необходимости);
- нагрев непрерывнолитых слябов КП под прокатку в камерных или методической нагревательных печах ЛПЦ-3;
- двухстадийную горячую прокатку слябов на листы на широкополосном реверсивном стане «5000» ЛПЦ-3;
- ускоренное охлаждение в установке контролируемого охлаждения до заданной температуры в зависимости от толщины и уровня прочности листового проката;

- высокотемпературный отпуск в камерных печах ЛПЦ-3 (для листового проката толщиной 61-100 мм уровней прочности 420 и 460, изготавливаемого по технологии ЗПН+О);
- контроль качества и отделку листового проката.

Изготовление листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей в **ООО «ОМЗ-Спецсталь»** производится по кооперации с **ПАО «Северсталь»** в связи с отсутствием собственного прокатного оборудования по следующей технологической цепочке, Рисунок А.2 (Приложение А), включающей:

- выплавку полупродукта в 120-тонной электродуговой печи (ДСП-120), доводку металла по химическому составу и вакуумирование на установке УВРВ;
- разливку в кузнечные слитки массой до 20 тонн напрямую и свыше 20 тонн в вакууме или сифоном в листовые слитки массой 10,5-15 т;
- гомогенизирующий отжиг слитков в камерной печи;
- ковку кузнечных слитков на брамы в кузнечно-прессовом цехе;
- противоблоксную обработку брам в камерной печи;
- нагрев под прокатку листовых слитков и брам в камерных печах ЛПЦ-3;
- прокатку листовых слитков или брам на листы на стане «5000» ЛПЦ-3 ПАО «Северсталь», в том числе по технологии ТМО с последующим охлаждением в УКО до заданной температуры и далее замедленно на воздухе (для листов из низколегированных сталей уровней прочности 355 и 390 с индексом «Аrc»);
- закалку в установке контролируемого охлаждения по технологии ЗПН с последующим высокотемпературным отпуском листов в камерных печах ЛПЦ-3 (для листового проката из экономнолегированных сталей уровней прочности 500...750 с индексом «Аrc», изготавливаемого по технологии ЗПН+О);
- противоблоксную обработку листового проката и термическую обработку (закалку и высокотемпературный отпуск) листов в камерных печах ООО «ОМЗ-Спецсталь» (для листового проката из экономнолегированных сталей уровней прочности 500...750 с индексом «Аrc», изготавливаемого по технологии З+О);
- контроль качества и отделку листов.

Технологическая схема изготовления листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 315...690 в **ПАО «ММК»** включает в себя следующие технологические операции, Рисунок А.5 (Приложение А):

- выплавку в кислородном конвертере объемом 400 т, внепечную обработку и разливку стали по следующей цепочке: КК → УПК → УВС → МНЛЗ;
- замедленное охлаждение непрерывнолитых слябов КП толщиной 300-350 мм;
- сплошную абразивную зачистку слябов (при необходимости);
- нагрев слябов под прокатку в проходных методических нагревательных печах ЛПЦ-9;
- двухстадийную прокатку слябов КП на листы на широкополосном реверсивном стане «5000» ЛПЦ-9;

- ускоренное охлаждение в установке контролируемого охлаждения до заданной температуры с последующим охлаждением на воздухе для листов из низколегированных сталей уровней прочности 315-460, изготавливаемых по технологии ТМО+УО;
- закалку в установке контролируемого охлаждения по технологии ЗПН с последующим высокотемпературным отпуском листов в проходной термической печи ЛПЦ-9 (для листового проката из экономнолегированной стали уровня прочности 500 с индексом «Arc», изготавливаемого по технологии ЗПН+О);
- термическую обработку (закалку, предусматривающую нагрев в проходной термической печи с последующим охлаждением в ролико-закалочной машине, и высокотемпературный отпуск в проходной термической печи) листового проката из экономнолегированных сталей уровней прочности 500-690, в том числе с индексом «Arc»;
- контроль качества и отделку листового проката.

Технологические параметры производства (температурно-деформационные схемы прокатки, режимы ускоренного охлаждения, заковки и высокотемпературного отпуска) приведены в главах 4-6 диссертационной работы. Для разработки технологических решений, гарантирующих получение требуемых прочностных и вязко-пластических свойств в сочетании с высокой хладостойкостью и трещиностойкостью листового проката для арктического применения, использовался комплексный подход, включающий изучение особенностей структурообразующих процессов (роста зерна аустенита при нагреве под прокатку, ДР и СР аустенита, фазовых превращений), имитационное моделирование на пластометре «GLEEBLE 3800» с варьированием всех регулируемых в промышленных условиях температурно-деформационных параметров, исследование структуры образцов методами оптической металлографии, просвечивающей, сканирующей и растровой электронной микроскопии, определение стандартных механических свойств и характеристик работоспособности.

## **2.2. Методы исследования фазовых превращений и процессов структурообразования**

Исследования фазовых превращений. Исследование фазовых превращений проводилось на образцах размерами  $\varnothing 5 \times 10$  мм с использованием высокоскоростного закаочно-деформационного дилатометра «DIL 805» (фирмы «Bahg Thermoanalyse», Германия) с возможностью деформирования сжатием. Для приведения в одинаковое исходное состояние образцы нагревались до температуры 1200 °С и охлаждались на воздухе. Особенности фазовых превращений аустенита при непрерывном охлаждении исследовали с помощью построения термокинетических диаграмм (ТКД) превращений. Критические точки  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения определялись традиционным методом отрыва касательных по дилатометрическим кривым «время – температура – превращение».

Для низколегированных сталей построение ТКД осуществлялось по режиму, имитирующему состояние горячедеформированного аустенита после двухстадийной ТМО с последующим  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением при непрерывном охлаждении: нагрев до температуры 1200 °С со скоростью 5 °С/с, выдержка в течение 10 мин, охлаждение со скоростью 5 °С/с до температуры 1000 °С, деформация со степенью 30 %, охлаждение со скоростью 5 °С/с до температуры 800 °С, деформация со степенью 20 %, охлаждение со скоростями 0,5; 1; 3; 5; 10; 15; 20; 30 и 50 °С/с.

Для экономнолегированных сталей имитировалось закаленное состояние: нагрев со скоростью 5 °С/с до температуры 950 °С, выдержка в течение 10 мин, охлаждение со скоростями 0,1; 0,5; 1; 2; 5; 10; 20; 30; 50 и 100 °С/с.

Исследование роста зерна аустенита. Исследование роста зерна аустенита при нагреве (аустенитизации) проводилось с помощью вакуумного травления на dilatометре DIL 805 [7 наша высокопр+зи] с варьированием температуры нагрева от 1000 до 1300 °С и времени выдержки от 1 до 5 мин. Размеры аустенитных зерен определялись на оптическом микроскопе MEIJI TECNO IM 7200 с помощью программного обеспечения «Тиксомет» методом подсчета пересечений секущих концентрических окружностей с границами аустенитных зерен.

Исследование ДР и СР аустенита. Исследование процесса ДР аустенита проводилось методом однократного изотермического сжатия на цилиндрических образцах размерами  $\varnothing 10 \times 15$  мм на многофункциональном исследовательском комплексе «GLEEBLE 3800» (компании Dynamic Systems Inc., США), предложенным в работах [103; 130] и хорошо зарекомендовавшем при исследовании различных сталей [263]. Для исследований ДР аустенита образцы нагревались до температуры 1200 °С со скоростью 5 °С/с, выдерживались в течение 2 мин; охлаждались до температуры деформации, соответствующей высокотемпературной стадии горячей прокатки (при варьировании в диапазоне 1000...1150 °С); деформировались со скоростью 1 с<sup>-1</sup>, соответствующей скорости деформации при прокатке листового проката на реверсивном стане «5000», при максимальной истинной деформации  $\epsilon_{ист}=1$ ; далее охлаждались в потоке воздуха со скоростью 15 °С/с до температуры ~ 100 °С.

Исследование кинетики СР аустенита проводилось методом релаксации напряжений. Перед деформацией сжатием образцы нагревались до температуры 1200 °С со скоростью 5 °С/с, выдерживались в течение 2 мин; охлаждались до температур деформации (900, 950, 1000, 1050, 1100 и 1150 °С); выдерживали в течение 200 с; деформировались со скоростью 1 с<sup>-1</sup> с различной степенью относительной деформации для каждой температуры - 10, 20 и 30 %, после чего фиксировались захваты деформирующего устройства и записывалось изменение (снижение) напряжений в ходе изотермической выдержки при температуре деформации; далее - охлаждались струей воздуха с максимально достижимой скоростью. Режимы дополнительных экспериментов по исследованию ДР и СР аустенита описаны в п. 4.1.2.

Моделирование технологических процессов на пластометре «GLEEBLE 3800». Имитационное моделирование ТМО+УО, двухстадийной прокатки с последующей ЗПН или З проводилось на модуле *Hydrawedge* комплекса «GLEEBLE 3800» для проведения испытаний на сжатие цилиндрических образцов размером  $\varnothing 10 \times 15$  мм, что позволяет существенно снизить

влияние масштабного фактора при деформации образцов. Возможность проведения деформирования сжатием с автоматизированным контролем всех возможных температурных, деформационных и кинетических параметров позволяет на малых лабораторных образцах моделировать промышленные технологические процессы.

Результаты моделирования позволили установить количественные взаимосвязи параметров технологических процессов (ТМО+УО, ЗПН+О, З+О в низколегированных сталях и двухстадийной прокатки с последующей ЗПН для экономнолегированных сталей) со структурой (типом, морфологией, соотношением, дисперсностью структурных составляющих).

На основании выполненного комплекса исследований процессов структурообразования и моделирования и установленных взаимосвязей осуществлялся научно-обоснованный выбор температурно-деформационных схем прокатки и режимов охлаждения, обеспечивающих формирование квазиоднородной структуры заданной морфологии с высокой степенью дисперсности структурных составляющих. Актуальность подобного подхода очевидна, так как отработка технологических режимов производства с варьированием ключевых параметров непосредственно в условиях производства приводила бы к неприемлемым затратам.

### 2.3. Методы исследования структуры стали

Оптическая металлография. Подготовка образцов для исследования микроструктуры (вырезка, шлифование, полирование) выполнялась в соответствии с РД 5.9555-74 «Металлы и сплавы. Изготовление и травление металлографических микрошлифов» с использованием комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы АТМ. Травление шлифов проводилось в 4%-ном растворе  $\text{HNO}_3$  в спирте. Металлографические исследования выполнялись на микроскопе Axio Observer или на инвертированном металломикроскопе Axiovert 25CA с цифровым анализатором изображений «Thixomet».

Исследование микроструктурной неоднородности ферритно-бейнитной структуры по толщине (сечению) листового проката проводилось с помощью анализатора изображения «Thixomet Pro» на базе светового микроскопа «Carl Zeiss Axiovert 200 MAT». Для оценки анизотропии структуры травление шлифа проводилось в 4 %-ном растворе  $\text{HNO}_3$  в спирте. Для выявления «негранулярного» бейнита» (см. п. 3.1.1) с определением объемной доли его областей размером не менее 100 мкм – ( $V_B$ ) и среднего значения протяженности трех максимальных областей РБ ( $L_B$ ) использовалась методика селективного пленочного травления [215; 216].

Методика оценки анизотропии микроструктуры<sup>10</sup> основана на текстурном анализе изображений [228; 229; 233], а именно на построении матриц совместной встречаемости уровней серого, элементы которых представляют собой условную вероятность  $P_{d,\alpha}(i,j)$

<sup>10</sup> Данная методика разработана под руководством д.т.н., профессора Казакова А.А.

возникновения пикселя с уровнем яркости  $i$  на расстоянии  $d$  в направлении  $\alpha$  от пикселя с уровнем яркости  $j$ . Такие матрицы строились в 8-ми направлениях от каждого пикселя.

Для каждой матрицы вычислялся коэффициент гомогенности:

$$H_{d,\alpha} = \sum_i \sum_j \frac{P_{d,\alpha}(i,j)}{1+|i-j|} \quad (2.1)$$

Коэффициент анизотропии структуры  $K_a$  рассчитывается как коэффициент вариации значений  $H_{d,\alpha}$ , вычисленных для разных направлений:

$$K_a = \frac{\sigma_H}{\bar{H}} \quad (2.2)$$

Усовершенствованная методика [215; 216] предусматривает оценку анизотропии на двух размерных уровнях: в «ближнем» и «дальнем» окружении, которые характеризуют вытянутость вдоль направления прокатки мелких и крупных структурных элементов, соответственно.

Для описания степени неоднородности всех мельчайших элементов микроструктуры, видимых в оптический микроскоп при выбранном увеличении  $\times 200$ , рассчитывался коэффициент анизотропии ( $K_{a1}$ ) при наименьшем значении параметра  $d$ , равном 1 пикселю. Достоверность определения коэффициента анизотропии  $K_{a1}$  по данной методике подтверждает его корреляция со степенью ориентации линейных элементов структуры [264] или индексом анизотропии AI по ASTM E1268 [265], определенным методом направленных секущих [215].

Для оценки анизотропии всех крупных элементов структуры, к которым в первую очередь относятся области РБ, рассчитывался коэффициент анизотропии ( $K_{a100}$ ) при оптимальном расстоянии  $d=25$  мкм, определенном в работах [266; 267]. При этом для обеспечения погрешности его измерения, оцененной доверительным интервалом CI (не более 2-3 %), проводились исследования панорамных изображений «представительной» площади - не менее 4 мм<sup>2</sup> поверхности шлифа при увеличении  $\times 200$ .

Метод дифракции обратно-отраженных рассеянных электронов (EBSD-анализ, ДОРЭ) на основе сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Автоматизированный анализ дифракционных картин обратного рассеяния электронов (EBSD-анализа) проводился преимущественно с помощью сканирующего растрового электронного микроскопа «QUANTA 200 3D FEG», оснащенного программным обеспечением EDAX TSL, а также РЭМ «TESCAN LYRA3». Образцы для EBSD-анализа изготавливались аналогично образцам для металлографического анализа, однако конечной операцией являлась электрополировка. Панорамный EBSD-анализ шлифов проводился с шагом сканирования 0.1  $\mu\text{m}$ .

Полированный образец наклоняют под углом около 70 градусов по отношению к горизонтали, электронный зонд направляют в интересующую точку на поверхности образца. Для получения карт ориентировок зерен электронный зонд последовательно перемещается по регулярной сетке точек, для каждой точки формируется EBSD-картина, компьютерная программа индексирует ее и сохраняет информацию об ориентации и фазовом составе [268].

Структура материала воссоздается по результатам поточечного кристаллографического анализа. В результате получается массив локальных ориентировок для всех точек сканирования, который позволяет воссоздавать структуру исследуемого материала с последующей количественной обработкой изображения. Алгоритм объединения связанного



множества точек в единый структурный элемент реализуется в соответствии с определенными признаками группирования, основным из которых является заданный угол толерантности (tolerance angle)  $\theta$ . При реализации действующего алгоритма группировки, две соседние точки считаются принадлежащими одному и тому же структурному элементу, если разориентировка между ними не превышает данный угол. Для выбранной процедуры группирования точек сканирования строятся распределения границ структурных элементов по размерам и величине угла разориентировки в виде данных, карт или гистограмм распределений.

Полученная информация позволяет выполнить количественный анализ параметров структуры стали: размеров структурных элементов (РСЭ) при различных углах толерантности  $\theta_i$  (в частности, в работе - 5 и 15°), в том числе среднего и максимального РСЭ, разориентировок с оценкой доли МУГ и БУГ, наличия или отсутствия преимущественной ориентировки кристаллической решетки, степени искаженности (кривизны) кристаллической решетки с определением усредненной меры разориентировок между соседними узлами сетки в пределах замкнутой области *GAM* (английская аббревиатура - Grain Average Misorientation) или СРЗ (усредненная разориентировка зерен / элементов структуры), среднего размера БАЗ [268; 269].

Средние РСЭ при заданных углах толерантности  $\theta_i$  - 5 и 15° определялись в соответствии с Методикой выполнения измерений МВИ № 304-19-10 «Определение доли, размера (в диапазоне 5-5000 нм) и углов разориентировки нанофрагментов в материалах, подвергнутых интенсивной пластической деформации, с помощью анализатора картин дифракции обратно отраженных электронов и метода одиночных рефлексов», согласно которой погрешность определения РСЭ составляет не более 2,5 %. Точность определения разориентировок зависит от степени дефектности материала и составляет 1-2 °.

Метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Электронно-микроскопические исследования проводились на образцах в виде тонких фольг:

- в НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» на просвечивающем электронном микроскопе «FEI Tecnai G2 30 S-TWIN» при ускоряющем напряжении 200 кВ, оснащенный рентгеновским энергодисперсионным спектрометром EDAX.

- в ИФМ УрО РАН с помощью трансмиссионного электронного микроскопа «JEM-200CX» при ускоряющем напряжении 120 кВ с анализом микродифракционных картин, светлопольных и темнопольных изображений.

Тонкие фольги изготавливались электролитической полировкой в хлорно-спиртовом электролите на установке «Tenipol-5» (фирмы «Struers») с их окончательной обработкой в установке ионной полировки «Fischione-1010» в течение 20 мин при ускоряющем напряжении 4 кВ или установки электролитического утонения «Metalthin» при напряжении 5 кВ.

Определялись следующие параметры: соотношение структурных составляющих, размеры рек в РМ и РБ, элементов субструктуры (фрагментов), плотность дислокаций, размеры и объемная плотность карбидов, а также их распределение (по границам или внутри зерен и субзерен) в различных структурных составляющих. Идентификация карбидных

выделений производилась методом одиночных рефлексов [270] путем расшифровки полученных электронограмм.

Метод растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа. Анализ поверхности разрушения выполнен с помощью растрового электронного микроскопа «EM 535» фирмы «Philips» после предварительной очистки образца растворителем в ультразвуковой камере.

## **2.4. Определение характеристик качества листового проката и его сварных соединений**

Механические испытания, испытания на работоспособность, предусматривающие определение критических температур вязко-хрупкого перехода и чувствительности к трещинообразованию, а также оценка свариваемости листового проката из разработанных сталей для Арктики проводились в соответствии с требованиями Национального стандарта на поставку судостроительных сталей - ГОСТ Р 52927 и Правил Российского морского регистра судоходства (РМРС) к сталям для судов и стационарных и плавучих буровых установок, работающих в условиях низких температур [10; 12]. Испытания производились в аккредитованных лабораториях «Промтест КМ» НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИИ КМ «Прометей» (на оборудовании, описанном в пп. 2.3.1-2.3.4), ПАО «Северсталь», ПАО «ММК», Научно-исследовательского центра ООО «Территориальная компания «ОМЗ-Ижора»), ФГАОУ ВО «СПБПУ».

### **2.4.1. Стандартные виды механических испытаний**

Испытания на растяжение проводились при комнатной температуре (в главе 7 дополнительно при отрицательных температурах от минус 20 до минус 100°C) на двух плоских пропорциональных или цилиндрических образцах типа 3 № 3 согласно ГОСТ 1497. Испытания плоских образцов проводились на испытательной машине «Schenk PEZ-5834» (1000 кН), цилиндрических образцов – на напольных разрывных машинах фирмы «Instron» или «EU-40». При испытании оценивались следующие характеристики в соответствии с ГОСТ 1497: временное сопротивление разрыву, МПа; условный предел текучести, МПа; относительное удлинение, %; относительное сужение (для сталей с пределом текучести 500 МПа и более), %.

Испытания на ударный изгиб и ударный изгиб после механического старения. Работа удара, затраченная на разрушение ударом маятникового копра типа «RPSW-FN2 Trebel», «RKP 450», «Metrocom 06103300» или «2123 КМК» образцов типа Шарпи с V-образным концентратором, определялась в соответствии с ГОСТ 9454. Склонность к механическому старению определялась после деформации заготовок со степенью 5 % при температуре плюс 20°C на испытательной разрывной машине «P5» и их последующего нагрева в лабораторной муфельной печи до температуры 250 °C с выдержкой в течение 1 часа. Испытания на ударный

изгиб проводились по ГОСТ 9454 в интервале температур от плюс 20 до минус 100 °С, на ударный изгиб после механического старения - по ГОСТ 7268 в интервале температур от минус 20 до минус 80 °С. Охлаждение образцов производилось в термостате в смеси жидкого азота с этиловым спиртом. Для каждого значения температуры испытывалось по 3 образца.

Испытания на растяжение в направлении толщины проводились при комнатной температуре на трех цилиндрических образцах (с осью, перпендикулярной к поверхности проката) с соблюдением всех требований ГОСТ 28870 и ГОСТ 1497. Испытания проводились на универсальной машине «P5» (при толщине листов не более 30 мм) или на напольных разрывных машинах «EU-40», «Instron» для листового проката большей толщины с фиксацией относительного сужения (Z-свойства).

Испытания технологических проб на излом проводились при комнатной температуре на испытательных машинах «Schenk-250» или «Schenk PEZ-4371» в соответствии с ГОСТ 52927. Разрушение полнотолщинных образцов происходило при статическом изгибе нагрузкой, прилагаемой со стороны, противоположной надрезу. После испытаний проводилась визуальная оценка поверхности разрушения с определением доли вязкой составляющей в изломе в процентах согласно методике, описанной в ГОСТ 52927 и ГОСТ 4543.

Испытания на изгиб широких проб на угол 120 и 180° на оправках, диаметр которых равен двум или четырем толщинам образцов, проводились на универсальной испытательной машине «Schenk PEZ-4371» по ГОСТ 14019 и ГОСТ 52927. После испытаний проводился осмотр сжатой и растянутой поверхностей образцов на наличие визуально видимых трещин, расслоений и надрывов.

Определение твердости по Виккерсу (HV<sub>5</sub>, HV<sub>10</sub>) проводили на шлифах с помощью твердомера типа «Zwick/Roell 5030SKV» согласно ГОСТ 2999.

#### **2.4.2. Определение характеристик работоспособности**

Испытания по определению температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  проводились на универсальной сервогидравлической испытательной машине «Schenk 2500 кН» в соответствии с «Правилами...» РМРС [10; 11] и методикой СТО-07516250-256-2014, разработанной в ЦНИИ КМ «Прометей» и утвержденной РМРС. Испытывались образцы прямоугольного сечения с глубоким круглым надрезом, Рисунок 2.1 а, на статический трехточечный изгиб до разрушения при последовательно понижающихся температурах. За критическую температуру  $T_{кб}$  принималась температура, соответствующая 70 % доли вязкой составляющей в изломе испытанных образцов.

Испытания по определению температуры нулевой пластичности (NDT) проводились на вертикальном копре «K90» (с максимальной возможной энергией разрушения 1350 Дж) путем нагружения падающим грузом в соответствии с «Правилами...» РМРС [10; 11], методикой СТО-07516250-257-2009, утвержденной РМРС, и стандартом ASTM E208. Испытаниям подвергались специальные образцы с нанесенной хрупкой наплавкой на растягиваемой

поверхности и предварительно выполненным надрезом в наплавке, Рисунок 2.1 б. Охлаждение образцов перед испытанием проводилось в термостатических камерах.

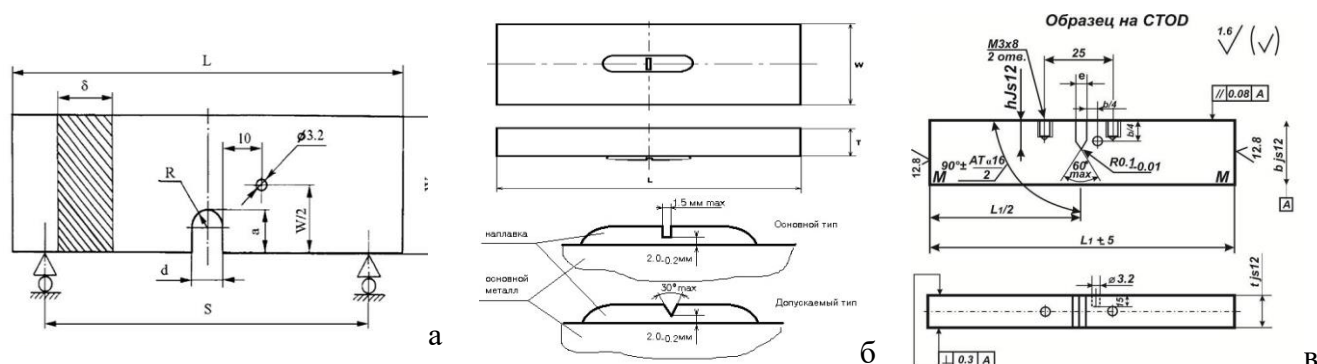


Рисунок 2.1 - Эскизы образцов для определения критических температур  $T_{K\delta}$  (а) и  $NDT$  (б) и испытаний на трещиностойкость (в)

Оценка результатов проводилась согласно стандарту ASTM E208 следующим образом:

- если трещина распространилась от наплавки по основному металлу хотя бы до одной из боковых сторон образца по растягиваемой поверхности, то считалось, что образец «разрушен»;

- если трещина визуально обнаружена как минимум в металле наплавки, но она не достигла при своем распространении боковых сторон образца - образец «не разрушен».

Критическая температура  $NDT$  определялась как наибольшая температура с интервалом  $5^{\circ}\text{C}$ , при которой хотя бы один образец отвечает критерию «разрушен».

Испытания на трещиностойкость с определением критического раскрытия в вершине трещины основного металла (CTOD<sub>OM</sub>) проводились в соответствии с «Правилами...» РМРС, методикой СТО-07516250-233-2012, разработанной в ЦНИИ КМ «Прометей» и утвержденной РМРС, и зарубежными стандартами BS 7448 p.1, BS/EN/ISO 15653 и ISO 12135. Выращивание усталостной трещины проводилось на резонансной машине «Rumul Testronic 250V6», а также машине «Schенck - 250 кН» при частоте 5—8 Гц. Суммарное число циклов нагружения для каждого образца составило не менее 55000.

Образцы прямоугольного сечения с односторонним краевым надрезом и гладкими боковыми поверхностями (по три образца на температуру), Рисунок 2.1 в, испытывались на сервогидравлической испытательной машине «Schенck 1000 кН» при квазистатическом нагружении со скоростью перемещения нагружающей траверсы, обеспечивающей возрастание коэффициента интенсивности напряжений для упругого участка нагружения образцов порядка  $1,5\text{H}/\text{мм}^2\sqrt{\text{м}}/\text{с}$ . Для поддержания заданной температуры в течение всего испытания образцы находились в криотермокамере. Точность измерения составляла  $\pm 0,5^{\circ}\text{C}$ . При испытаниях записывалась диаграмма деформирования в координатах «нагрузка — раскрытие берегов трещины» на планшетный самописец фирмы «Schенck».

### 2.4.3. Испытания на стойкость к коррозионному растрескиванию и коррозионно-механическим повреждениям

Оценка коррозионной стойкости и коррозионно-механической прочности проводилась по результатам трех видов испытаний. В течение всего периода испытаний температура воздуха в помещении составляла 20-24 °С.

Испытания на склонность к коррозионному растрескиванию методом медленного одноосного растяжения (с низкой скоростью деформации) проводились на гладких цилиндрических образцах на разрывных машинах, оснащенных датчиками силы и перемещения, в соответствии с методикой, разработанной в ЦНИИ КМ «Прометей», - РД5.АЕИШ.3637-2013. Определяемые при испытании разрушающие напряжения, характеристики пластичности в среде (3,5%-ном водном растворе NaCl, имитирующем воздействие морской воды) и на воздухе сравнивались между собой. Также проводилось сопоставление кривых растяжения в среде и на воздухе и осмотр рабочих поверхностей образцов на наличие трещин. В совокупности по данным результатам проводилась оценка склонности материала к коррозионному растрескиванию в морской воде.

Испытания на склонность к коррозионному растрескиванию методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой проводилось на призматических образцах с надрезом и предварительно выращенной усталостной трещиной общей глубиной около 3 мм в соответствии с методикой, разработанной в ЦНИИ КМ «Прометей», - РД5.АЕИШ.3635-2013. Усталостные трещины на образцах выращивались на резонансной машине «Rumul Cracktronic» при ступенчато уменьшающемся изгибающем моменте. Сущность метода заключается в медленном ступенчатом нагружении образцов на консольных рычажных установках, оснащённых индикаторами прогиба часового типа «ИЧ-10», до разрушения на воздухе и в коррозионной среде (3,5%-ом растворе NaCl) при постоянном контроле величины прогиба. Нагружение проводилось, если увеличение величины прогиба за 1 час выдержки не превышало величину 0,01 мм. Раствор менялся ежедневно. Результаты склонности к коррозионно-механическим повреждениям оценивались по соотношению определяемых разрушающих напряжений в коррозионной среде и на воздухе ( $\beta_{\sigma} = \sigma_{scc}/\sigma_c$ ). Сталь считается не склонной к коррозионно-механическому разрушению под напряжением, если величина  $\beta_{\sigma} \geq 0,85$ .

Определение скорости общей коррозии и потенциалов коррозии. Определение скорости общей коррозии в искусственной морской воде (3,5 % раствор NaCl) выполнялось согласно ГОСТ 9.908, ASTM G31 на основании взвешивания и расчета потери массы на плоских образцах размерами 3x30x50 мм (по три образца на каждую температуру испытаний). Определение потенциалов коррозии в искусственной морской воде проводилось на плоских образцах в виде «лопаток» с размерами рабочей поверхности 5x30x50 мм, хвостовик использовался для обеспечения электрического контакта. Подготовленные образцы помещались в раствор 3,5% NaCl так, чтобы ватерлиния проходила по узкой части образца (по «ножке»). Потенциал коррозии стальных образцов измерялся ежедневно. Оба вида испытаний проводились при комнатной (плюс 22°C) и пониженной (плюс 6 °С - температуре, близкой к

температуре замерзания морской воды) температурах с общей продолжительностью выдержки ~ 36 суток. Раствор менялся еженедельно.

#### 2.4.4. Оценка свариваемости листового проката

В результате испытаний на свариваемость определялась равнопрочность сварных соединений, деформационная способность при испытаниях на изгиб, работа удара на образцах Шарпи, вырезанных из различных зон сварных соединений, трещиностойкость СТОД зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений (СТОД<sub>ЗТВ</sub>), твёрдость по Виккерсу HV<sub>10</sub> по зонам сварных соединений. Виды сварки и использованные сварочные материалы указаны в п. 7.2 диссертационной работы.

Испытания на растяжение проводились на полнотолщинных поперечных образцах на установке «ЦД 200/400» по ГОСТ 1497 и ГОСТ 6996. Сварной шов со снятым заподлицо усилением находился посередине рабочей части. Испытания на ударный изгиб проводились при температуре минус 40 и минус 60 °С по ГОСТ 9454 на образцах (вырезанных на расстоянии 1-2 мм от двух поверхностей и корня шва) с V-образным надрезом по линии сплавления (ЛС) и на расстоянии 2, 5 и 20 мм от ЛС (ЛС+2, ЛС+5, ЛС+20). Испытания проводились трёхточечным изгибом на угол 120 ° при диаметре оправки, равной удвоенной толщине образца, на прессе «ПГ-50» по ГОСТ 6996. Использовались поперечные образцы для лицевого и бокового изгиба, сварной шов со снятым заподлицо усилением находился посередине рабочей части с растягиваемой стороны. Определение твёрдости по Виккерсу с нагрузкой 5 кг выполнялись с помощью твердомера «V32D039» по ГОСТ 2999. Испытания на трещиностойкость СТОД<sub>ЗТВ</sub> сварных соединений проводились при температурах от минус 20 до минус 50 °С в соответствии с «Правилами...» РМРС [10; 11], методикой СТО-07516250-233-2012, зарубежными стандартами BS 7448 p.2, BS/EN/ISO 15653 и ISO 12135 на призматических образцах с надрезом по дальней и ближней ЗТВ.

### ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 2

Предложенный комплекс исследования фазовых превращений, процессов структурообразования, моделирования различных технологических режимов на пластометре «GLEEBLE 3800», количественного анализа структуры взаимодополняющими методами, опытно-промышленных экспериментов на листопрокатном и термическом оборудовании ПАО «Северсталь», ПАО «ММК», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»), определения механических свойств и характеристик работоспособности, предусмотренных системой требований Российского Морского Регистра судоходства и ГОСТ Р 52927, позволил выполнить поставленные цели и задачи диссертационной работы и обеспечить надежную достоверность полученных результатов.

### **Глава 3. ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ХАРАКТЕРИСТИК РАБОТОСПОСОБНОСТИ В СТАЛЯХ РАЗЛИЧНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ. РАЗРАБОТКА КОЛИЧЕСТВЕННЫХ ТРЕБОВАНИЙ К ПАРАМЕТРАМ СТРУКТУРЫ. РАЗРАБОТКА КОНЦЕПЦИИ ЛЕГИРОВАНИЯ ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ**

Для получения гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах для листового проката арктического применения в соответствии с требованиями «Правил...» РМРС, дополнительно к описанным в Главе 1 достаточно общим представлениям об «оптимальной» структуре судостроительных сталей категорий D, E и F, должны выполняться количественные требования к различным параметрам структуры по всему сечению листов. Следует отметить, что до настоящего времени количественные требования ни к характеристикам анизотропии структуры по толщине листов (за исключением подходов по ограничению размеров и объемной доли областей РБ для трубных сталей [65]), ни к параметрам структуры сталей (кроме размера зерна феррита и примерного соотношения структурных составляющих для судостроительных низколегированных и легированных сталей [86-88]) до сих пор не установлены, несмотря на накопленный опыт изготовления листового проката на российских промышленных предприятиях.

Идея разработки комплексных количественных требований к ключевым параметрам структуры, которые определяют получение не только прочностных и вязко-пластических свойств (в том числе стабильных результатов испытаний на ударный изгиб по сечению листов при температурах испытаний минус 60...минус 80 °С), но и гарантированных характеристик работоспособности при температурах испытаний минус 40 °С и ниже (низких значений критических температур  $T_{кб}$  и NDT и высокой трещиностойкости по критерию критического раскрытия вершины трещины CTOD), заключается не только в определении их предельных значений, но и в последовательной оценке допустимой степени неоднородности и анизотропии по всему сечению листового проката (то есть максимально допустимого изменения (разницы)  $\Delta$  каждого параметра по сечению листа).

В связи с этим **целью работы**, результаты которой изложены в **Главе 3**, является разработка количественных требований к параметрам структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката толщиной до 100 мм, обеспечивающих снижение анизотропии механических свойств и получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах, и научно обоснованных концепций легирования низкоуглеродистых низко- и экономнолегированных хладостойких сталей с пределом текучести 355...750 МПа, в том числе с индексом «Агс».

Для ее выполнения в **Главе 3** диссертационной работы поставлены и решены следующие **задачи**:

- оценка степени неоднородности ферритно-бейнитной структуры при увеличении толщины листового проката из низколегированных сталей после ТМО+УО вплоть до 100 мм;

- поиск взаимосвязи легирования, параметров структуры, механических свойств и характеристик работоспособности при низких температурах в сталях различного легирования;
- установление влияния способа закалки (с печного и прокатного нагрева) на параметры структуры, механические свойства и характеристики работоспособности в экономнолегированных сталях с различным содержанием хрома, никеля, меди и молибдена;
- разработка количественных требований к параметрам структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката из хладостойких судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью при низких температурах;
- установление влияния основных легирующих элементов (марганец, никель, медь, хром, молибден) на структуру, механические свойства и характеристики работоспособности листового проката;
- разработка химических составов хладостойких судостроительных сталей арктического применения, в том числе с индексом «Агс».

Решение поставленных задач стало возможным на основании анализа накопленного опыта производства судостроительных «базовых» сталей категорий Е и F, разработки и развития методик оценки структурной неоднородности (позволяющих наиболее адекватно и достоверно провести исследования степени развития структурной неоднородности и анизотропии по сечению листового проката больших толщин), а также распознавания и количественной оценки различных морфологических и кристаллогеометрических параметров структурных составляющих. Это позволило провести комплексные исследования структуры по сечению листов, выполненные с использованием оптической металлографии, в том числе с помощью панорамного анализа структуры с автоматической оценкой изображений, а также методов EBSD-анализа и ПЭМ.

### **3.1. Исследование взаимосвязи структуры, механических свойств и характеристик работоспособности в низколегированных судостроительных сталях после ТМО+УО**

Для гарантированного обеспечения прочностных, вязко-пластических свойств и характеристик работоспособности при низких температурах (на уровне предъявляемых к сталям с индексом «Агс40» требований) в толстолистовом прокате из низколегированных судостроительных сталей с пределом текучести не менее 355...460 МПа, изготавливаемом по технологии ТМО+УО, разработаны и обоснованы количественные требования к структурной неоднородности, дисперсности и соотношению структурных составляющих, объемной доле и размерам областей бейнита речной морфологии, а также к морфологическим и размерным параметрам структуры на основе исследований внутреннего строения металла, проведенных методами ПЭМ и EBSD-анализа [271; 272], изложенные ниже.



### 3.1.1. Исследование структурной неоднородности в сталях с ферритно-бейнитной структурой

Многочисленными исследованиями [65; 72; 73] установлено, что одним из основных параметров ферритно-бейнитной структуры, которые необходимо строго ограничивать для получения высоких вязко-пластических свойств и сопротивления хрупкому разрушению, являются объемная доля и протяженность областей речного бейнита (РБ), неизбежно присутствующих в конечной структуре низколегированных сталей.

Для оценки степени неоднородности ферритно-бейнитной структуры листового проката толщиной до 100 мм, изготавливаемого по технологии ТМО+УО, используется коэффициент анизотропии  $K_{a100}$  (в дальнем окружении), который характеризует наличие и выраженность приоритетной ориентации наиболее крупных структурных составляющих. К таким структурным составляющим относятся пакетно-блочные области РБ и области бейнита, не имеющего развитого внутреннего субзеренного строения (образовавшиеся в результате процесса самоотпуска в  $\alpha$ -фазе бейнита), которые в работах [215; 216] условно названы «негранулярным» бейнитом, а также крупные деформированные зерна феррита. Оценка неоднородности структуры, связанной с формированием этих двух типов бейнита единым параметром  $K_{a100}$ , обоснована еще и тем, что селективное травление водным раствором метабисульфата натрия выявляет данные морфологические формы бейнита [215; 216].

На основании усовершенствованной методики в работах [215; 216] было предложено оценивать степень неоднородности ферритно-бейнитной структуры низколегированных сталей коэффициентом анизотропии не только в дальнем  $K_{a100}$ , но и в ближнем  $K_{a1}$  окружении в сочетании с суммарной объемной долей «негранулярного» бейнита  $V_B$  (областей размером более 100 мкм). Второй коэффициент анизотропии  $K_{a1}$  описывает вытянутость более мелких структурных составляющих, таких как кристаллиты бейнитного феррита в гранулярном бейните (ГБ), зерна полигонального (ПФ) и квазиполигонального феррита (КПФ), являясь своеобразным «интегральным структурным индикатором» интенсивности проработки структуры при горячей пластической деформации. Предложенные параметры более детально описывают анизотропию всех структурных составляющих ферритно-бейнитных сталей по толщине листового проката на микроуровне.

Для подробного анализа степени развития структурной неоднородности по сечению были проведены панорамные исследования структуры толстолистового проката толщиной от 50 до 100 мм из низколегированной судостроительной стали уровней прочности 420-460 с оценкой параметров  $K_{a100}$ ,  $K_{a1}$  и  $V_B$  послойно через каждые 2 мм по толщине. Рост степени неоднородности данных микроструктурных характеристик по сечению листов связан с металлургической наследственностью непрерывнолитого сляба, с одной стороны, и ростом неравномерности распределения температурно-деформационных параметров при горячей прокатке по сечению крупномасштабных заготовок, а также термокинетических условий последующего охлаждения при увеличении толщины листов, с другой стороны. При этом следует отметить, что снижение анизотропии по критерию параметра  $K_{a100}$  определяется в

первую очередь рациональными режимами нагрева, высокотемпературной (черновой) стадии горячей прокатки, способствующими формированию исходной мелкозернистой структуры аустенита, в сочетании с режимами ускоренного охлаждения. Высокие значения коэффициента  $K_{a1}$  напрямую зависят и от оптимальных режимов завершающей (чистовой) стадии прокатки, обеспечивающих создание субзернистой структуры в аустените без излишнего наклепа аустенитных зерен и максимального количества центров зарождения новой фазы, что способствует измельчению структурных элементов (преимущественно формированию смеси мелкодисперсного КПФ и ГБ).

Ниже представлены фактические данные для исследованных листовых прокатов толщиной 50-100 мм. Для исследований влияния вышеописанных параметров структурной анизотропии на хладостойкость низколегированной судостроительной стали выбраны листы толщиной 50 и 100 мм. Далее под различной хладостойкостью листов понимается уровень работы удара при низких температурах испытаний.

**Листовой прокат толщиной 50 и 70 мм.** Для исследованных листов толщиной 50 и 70 мм значения параметров  $V_B$  и  $K_{a100}$  увеличиваются от поверхностных слоев к середине по толщине листов по примерно одинаковым нелинейным законам, а коэффициента  $K_{a1}$  снижаются в том же направлении, но по обратно-симметричному закону.

В поверхностных слоях при горячей прокатке вследствие наибольшего деформационного воздействия на исходную структуру непрерывнолитого сляба, проходит наиболее значительное измельчение исходной зернистой и субзернистой структуры аустенита. Как следствие, вблизи поверхности проката при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении (в условиях оптимальной температуры окончания и скорости ускоренного охлаждения) формируется мелкодисперсная ферритно-бейнитная структура с развитым субзернистым строением, с минимальной долей  $V_B$ , протяженностью и средним размером областей «негранулярного» бейнита, которая характеризуется наиболее низкими значениями коэффициента анизотропии  $K_{a100}$ . По мере продвижения к центральным слоям листа интенсивность пластической деформации существенно снижается, а температура повышается, что в сочетании с наиболее неблагоприятной исходной структурой осевой зоны непрерывнолитого сляба, способствует образованию значительного количества крупных аустенитных зерен (из-за неравномерного протекания СР и развития собирательной рекристаллизации), и, как следствие, приводит к формированию при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении (в условиях снижения интенсивности охлаждения) разнотернистой ферритно-бейнитной структуры. Она характеризуется наибольшей степенью неоднородности и анизотропии при отсутствии развитой субструктуры с наибольшей объемной долей и протяженностью крупных областей «негранулярного» бейнита и крупных зерен КПФ. В результате значения коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  для такой структуры выше, как и доля «негранулярного» бейнита  $V_B$ . При этом анизотропия наиболее мелких элементов структуры, описанная коэффициентом  $K_{a1}$ , вследствие наиболее интенсивной пластической деформации вблизи поверхности проката максимальна, снижаясь по мере ослабления «проработки» аустенитной структуры за счет снижения степени деформации при продвижении от поверхности вглубь листа.

В листовом прокате № 3/50-1 с низкими значениями работы удара в середине по толщине уже при температуре минус 40 °С ( $KV^{40}=41\dots320$  Дж,  $KV^{60}=14\dots244$  Дж), Рисунок 3.1 б, наблюдается монотонный рост значений коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  от 0,95-1,15 (при среднем значении 1,05) вблизи поверхности до 1,85-2,35 (при среднем значении 2,2) в центре по сечению. Высокие значения данного параметра обусловлены наличием крупных областей «негранулярного» бейнита размером до 450 мкм в поверхностных слоях и до 1500 мкм в середине по толщине исследованного листа, Рисунок 3.2 в-д.

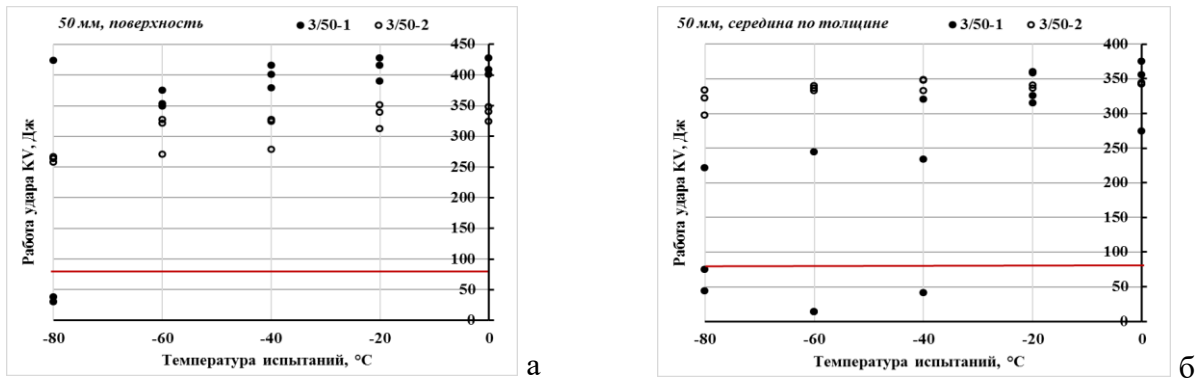


Рисунок 3.1 - Зависимости значений работы удара от температуры испытаний для исследованных листовых прокатов толщиной 50 мм для образцов, вырезанных от поверхности (а) и из середины по толщине (б)

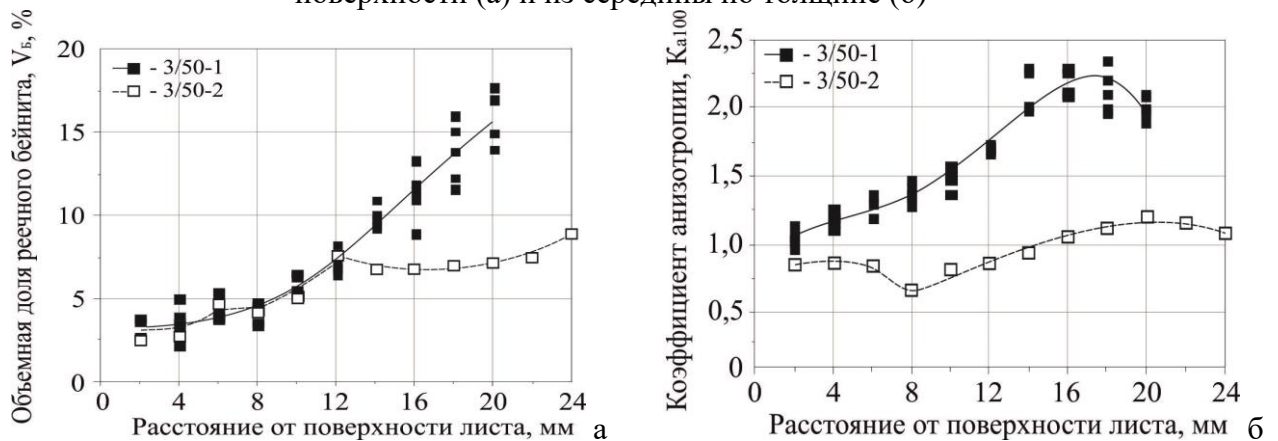


Рисунок 3.2 - Распределения значений  $V_B$  (а) и  $K_{a100}$  (б) по толщине листового проката 50 мм с различной хладостойкостью

Однако следует отметить, что доля таких областей на расстоянии до 8-10 мм остается практически неизменной, составляя 3-6,5 %, что, вероятно, обусловлено частичной компенсацией снижения интенсивности пластической деформации более высокой температурой, в связи с чем доля недостаточно измельченных за счет СР аустенитных зерен, в пределах которых и образуются крупные вытянутые в направлении прокатки бейнитные области преимущественно речной морфологии, в этой части листа невысока, Рисунки 3.2 в, Б.1 а. По мере продвижения вглубь по сечению данного листа степень неоднородности ферритно-бейнитной структуры существенно возрастает за счет увеличения доли (от ~ 8-10 % в четверти, Рисунки 3.2 а, Б.1 б, до 13-17 % в середине по толщине, Рисунки 3.2 а, Б.1 в) и протяженности областей «негранулярного» бейнита (средний размер трех максимальных областей  $L_{ЗБ}$  в центральной части составляет ~ 950 мкм), по границам которых наблюдаются крупные зерна аллотриоморфного феррита (АТФ). Это может быть связано с нерациональным выбором

режима нагрева сляба под прокатку, спровоцировавшего неоднородный рост исходного аустенитного зерна, или температурного интервала проведения черновой стадии прокатки. В совокупности с послойным снижением интенсивности пластической деформации это привело к неравномерности протекания рекристаллизационных процессов с образованием неоднородной (разнозернистой) структуры аустенита, когда мелкие рекристаллизованные зерна сосуществуют с крупными деформированными зернами, и, как следствие, формированию в условиях снижения интенсивности ускоренного охлаждения (при удалении от поверхности листа) при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении ферритно-бейнитной структуры с высокой анизотропией по параметру  $K_{a100}$  [215], Рисунок 3.2 б. Такая анизотропная структура в центральной части листа № 3/50-1 не позволяет обеспечить высокую хладостойкость стали даже по критерию работы удара при низких температурах испытаний, Рисунок 3.1 б.

Листовой прокат № 3/50-2 толщиной 50 мм с высокими значениями работы удара в середине по толщине ( $KV^{-60}=333...340$  Дж,  $KV^{-80}=297...334$  Дж), Рисунок 3.1 б, был изготовлен из слябов КП по «оптимальной» технологии двухстадийной ТМО+УО: 1) нагрев слябов, исключая существенный рост исходного аустенитного зерна; 2) высокотемпературная (черновая) стадия прокатки по схеме распределения температур и деформаций по отдельным проходам, обеспечивающей измельчение аустенитного зерна за счет СР в паузах между последовательными проходами и исключая протекание частичной ДР, а также существенного роста зерна за счет собирательной рекристаллизации при последующем подстуживании; 3) промежуточное подстуживание подката при заданном соотношении суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях прокатки; 4) завершающая (чистовая) стадия прокатки при температуре выше критической точки  $A_{r3}$  по регламентированному температурному и деформационному графику, что обеспечивает создание субзеренной структуры в статически рекристаллизованных зернах аустенита («псевдоизмельчение») за счет процессов фрагментации и динамической полигонизации; 5) ускоренное охлаждение с регламентированной скоростью до заданной температуры в средней области бейнитного превращения.

В результате в исследованном листовом прокате сформирована квазиоднородная по толщине ферритно-бейнитная структура с бейнитом различных морфологических типов и КПФ, Рисунок Б.1 г-е. В четверти и середине по толщине наряду с КПФ по границам единичных более крупных бывших аустенитных зерен (БАЗ) появляется незначительная доля АТФ, Рисунок д, е. Доля областей бейнита «негранулярной» морфологии не превышает 10 % по всему сечению листа (~ 2,5 % вблизи поверхности, ~ 7-8 % в четверти и ~ 8-9,75 % в середине по толщине), Рисунок 3.2 а, а значения  $L_{3Б}$  составляют ~ 250 мкм в поверхностных слоях и ~ 440 мкм в середине по толщине листа. Коэффициент анизотропии  $K_{a100}$  такой структуры до четверти по толщине листа не превышает 0,85, повышаясь до значений 1,06-1,18 в центральной части сечения листа [215], Рисунок 3.2 б. Такая структурная неоднородность по толщине листового проката является допустимой, позволяющей обеспечить не только требования к стандартным механическим свойствам к сталям уровней прочности 355-460 (включая работу удара при температурах минус 60...минус 80°C), но и к характеристикам работоспособности в

соответствии с требованиями к сталям с индексами «Arc40-Arc50» ( $T_{к6}$ =минус 35°C, NDT=минус 80°C,  $CTOD_{cp}^{-40}=1,15$  мм).

При увеличении толщины листового проката становится все труднее обеспечить равномерность и полноту протекания основных структурообразующих процессов в поверхностных и центральных слоях. Для листового проката толщиной 70-100 мм разница температуры на поверхности и в середине по толщине может достигать 100-150 °C [216], что в совокупности с низкой интенсивностью деформации и последующего охлаждения в центральной части сечения листа, а также вследствие металлургической наследственности осевой зоны сляба, приводит к увеличению параметров неоднородности ферритно-бейнитной структуры.

В листовом прокате толщиной 70 мм можно выделить три структурные зоны с различными морфологическими особенностями и дисперсностью структурных составляющих, которые определяют характер структурной неоднородности по толщине, Рисунок 3.3 а, б.

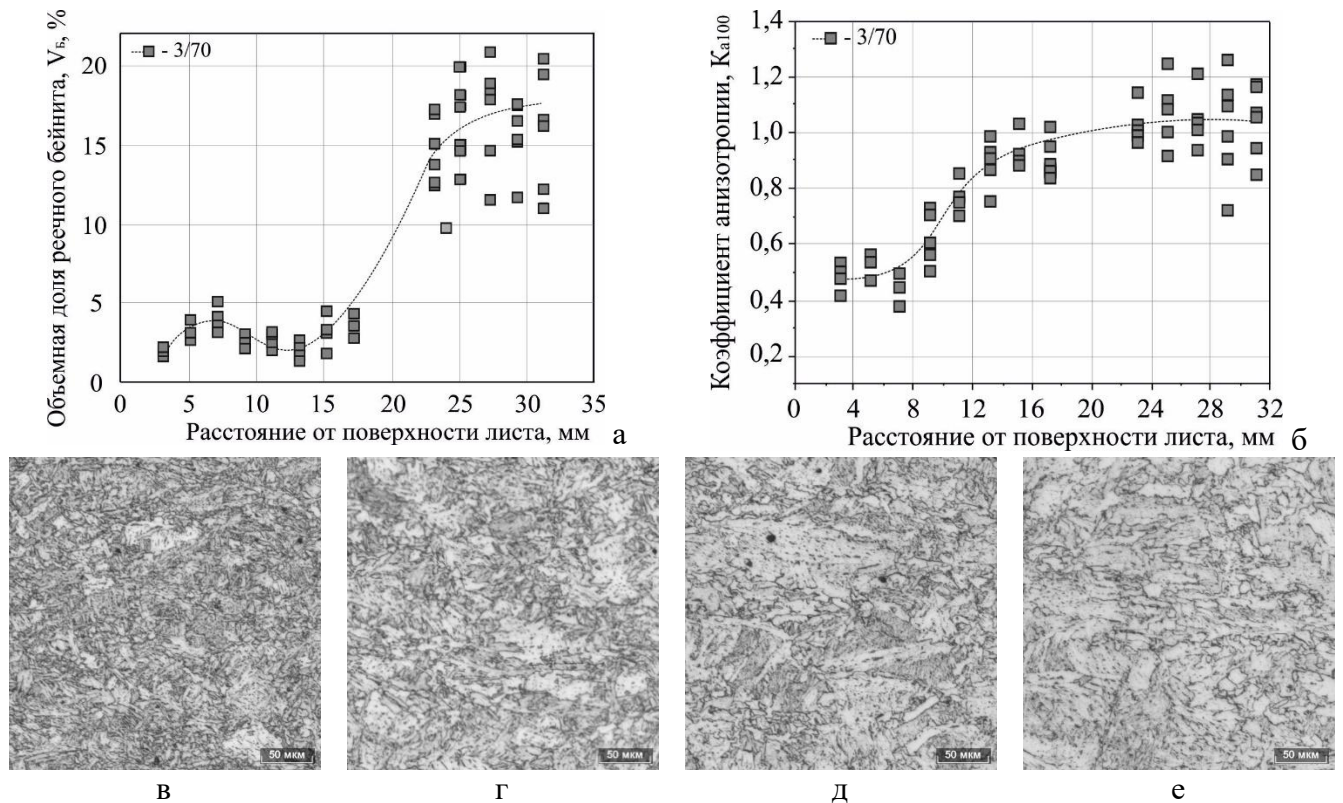


Рисунок 3.3 - Распределения значений  $V_B$  (а) и  $K_{a100}$  (б) по сечению листа толщиной 70 мм. Структура вблизи поверхности (в), в четверти (г) и в середине (д, е) по его толщине

В первой зоне, располагающийся на расстоянии до 8 мм от поверхности листа, формируется преимущественно бейнитная структура с бейнитом гранулярного и реечного типа, а также области, не имеющие ярко выраженного пакетно-блочного строения, Рисунок 3.3 в. В этом структурном слое, феррит представлен КПФ и АТФ, его доля составляет не более 7 %. Доля бейнита «негранулярной» морфологии  $V_B$  – 2...5 %, а анизотропия  $K_{a100}$  наиболее крупных структурных составляющих – 0,40...0,65, Рисунок 3.3 а, б. Далее во второй зоне на глубине от 8 мм до 20 мм от поверхности листа структура становится более крупнозернистой вследствие снижения интенсивности пластической деформации в сочетании с более высокой

температурой и более низкой скоростью охлаждения металла по сравнению с предыдущим слоем, Рисунок 3.3 г. В результате наблюдается рост средних значений коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  от  $\sim 0,6$  до  $\sim 1,1$ , Рисунок 3.3 б, при этом объемная доля «негранулярного» бейнита не изменяется [216], Рисунок 3.3 а. В центральной части листа на расстоянии 20-35 мм от его поверхности (третьей зоне) низкие степени деформации в совокупности с высокими температурами прокатки, низкой интенсивностью охлаждения, отягощенные металлургической наследственностью осевой зоны непрерывнолитого сляба, усиливают неоднородность ферритно-бейнитной структуры. Это подтверждается неравномерным разбросом точек на графиках распределения параметров  $V_B$  (от  $\sim 11$  до  $\sim 21$  %) и  $K_{a100}$  (от 0,7 до 1,3), Рисунок 3.3 а, б. В такой структуре, превращенной в условиях замедленного охлаждения из разнотернистого аустенита (наряду с мелкими рекристаллизованными значительное количество крупных деформированных зерен), доля и протяженность областей бейнита «негранулярной» морфологии, декорированных по границам зернами АТФ, растет, как и ее анизотропия  $K_{a100}$  в дальнем окружении, Рисунок 3.3 д, е. Особенностью структуры средней трети листа также является возрастание доли бейнита, не имеющего выраженного игольчатого строения, в котором по границам субзерен  $\alpha$ -фазы выделяются крупные карбидные частицы, что свидетельствует о развитии процесса самоотпуска в бейнитной  $\alpha$ -фазе [216].

**Листовой прокат толщиной 100 мм.** Во-первых, следует отметить, что нелинейные кривые распределений значений доли «негранулярного» бейнита  $V_B$ , Рисунок 3.4 а (черные точки), и коэффициента анизотропии  $K_{a100}$ , Рисунок 3.4 б (черные точки), по сечению исследованных листовых прокатов толщиной 100 мм очень похожи и носят волнообразный характер (в отличие от возрастающего вида кривых для листов толщиной до 70 мм), что связано с неоднородностью распределения температурно-деформационно-кинетических условий в различных зонах по сечению [273].

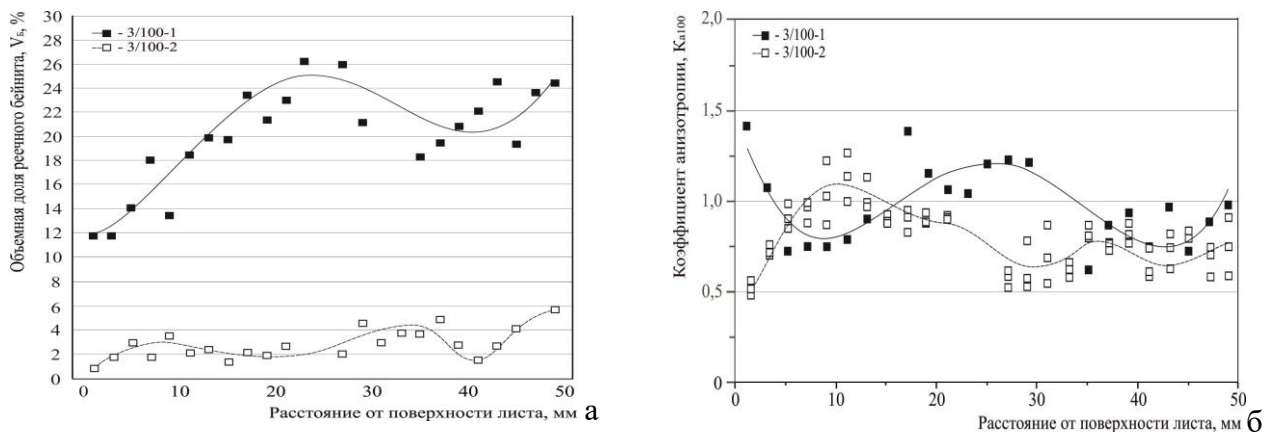


Рисунок 3.4 - Распределения значений  $V_B$  (а) и  $K_{a100}$  (б) по сечению листового проката толщиной 100 мм с различной хладостойкостью

В листовом прокате № 3/100-1 толщиной 100 мм, изготовленного при использовании «традиционных» подходов ТМО+УО (а именно, снижение температуры завершающей (чистой) стадии прокатки в межкритический интервал с увеличением толщины листа свыше 50 мм и ускоренное охлаждение в средней-нижней части бейнитной области по значениям на поверхности), структура становится еще более неоднородной по сечению. При продвижении от



поверхности к середине по толщине данного листа структура характеризуется многообразием морфологических типов структурных составляющих, и, как следствие, различными значениями параметров структурной неоднородности.

В поверхностном слое на расстоянии до 2-3 мм от поверхности листа благодаря воздействию наиболее интенсивной пластической деформации чуть ниже критической точки  $A_{r3}$  (в межкритическом интервале температур) на завершающей стадии прокатки происходит значительное увеличение центров зарождения ферритных зерен. В сочетании с максимальной степенью переохлаждения в поверхностных слоях интенсификация ферритного превращения наблюдается преимущественно по границам БАЗ, вследствие чего в оставшемся объеме аустенита, обогащенном углеродом и легирующими элементами, критические точки  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения понижаются, и бейнитное превращение протекает по низкотемпературной ступени, образуя протяженные области РБ в пределах их границ.

Так, в поверхностном слое на расстоянии не более 2 мм, вероятно, вследствие избыточной степени наклепа аустенитной структуры, что подтверждается наиболее высокими значениями коэффициента анизотропии  $K_{a1}=9,5$ , Рисунок 3.5 а, и высокой интенсивности последующего охлаждения в листе № 3/100-1 формируется аномальная (крайне неоднородная) ферритно-бейнитная структура с областями РБ с ярко выраженным пакетно-блочным строением. Длина этих областей достигает 800 мкм при средней толщине 54 мкм, по границам БАЗ они декорированы АТФ и КПФ, доля которого составляет  $\sim 30\%$ , Рисунок 3.6 а. Данная структура характеризуется максимальными для данного листа значениями коэффициента анизотропии  $K_{a100} - 1,41$ , Рисунок 3.4 б, несмотря на то, что доля областей «негранулярного» бейнита  $V_b$  на данном участке минимальна и составляет  $\sim 12\%$  [273], Рисунок 3.4 а. Далее на расстоянии 2-3 мм доля феррита существенно уменьшается. На расстоянии 3 мм АТФ уже не наблюдается, а структура представляет собой преимущественно РБ, протяженность областей которого не превышает 250 мкм, а их толщина - 40 мкм, Рисунок 3.6 б. Коэффициент анизотропии  $K_{a100}$  такой структуры снижается до значения 1,08, Рисунок 3.4 б, при этом доля областей РБ размером более 100 мкм не изменяется, составляя  $\sim 12\%$ , Рисунок 3.4 а. Далее на расстоянии 3-4 мм наряду с РБ в структуре появляется ГБ, Рисунок 3.6 в.

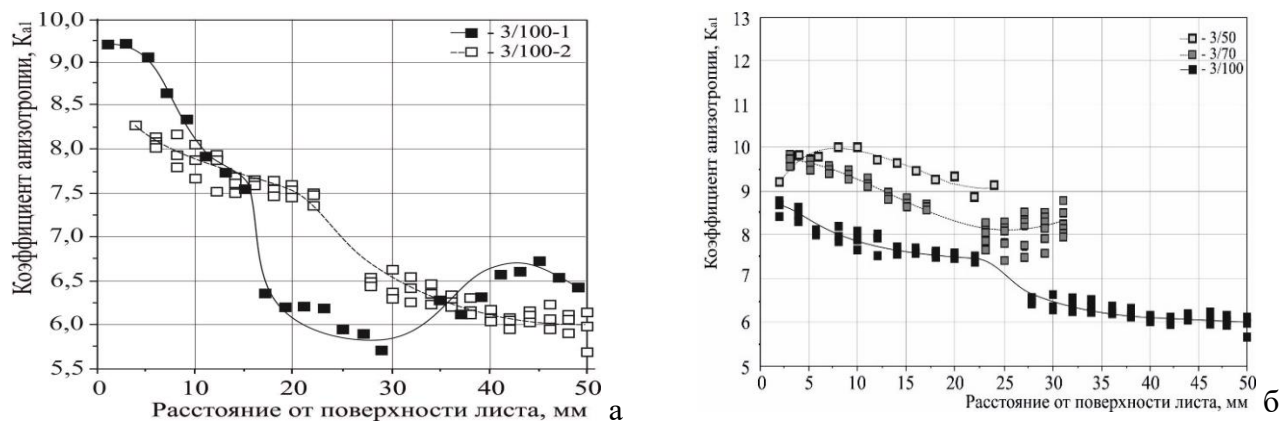


Рисунок 3.5 - Распределения значений  $K_{a1}$  по толщине листовых прокатов толщиной: а – 100 мм с различной хладостойкостью, б – 50, 70 и 100 мм с высоким уровнем работы удара



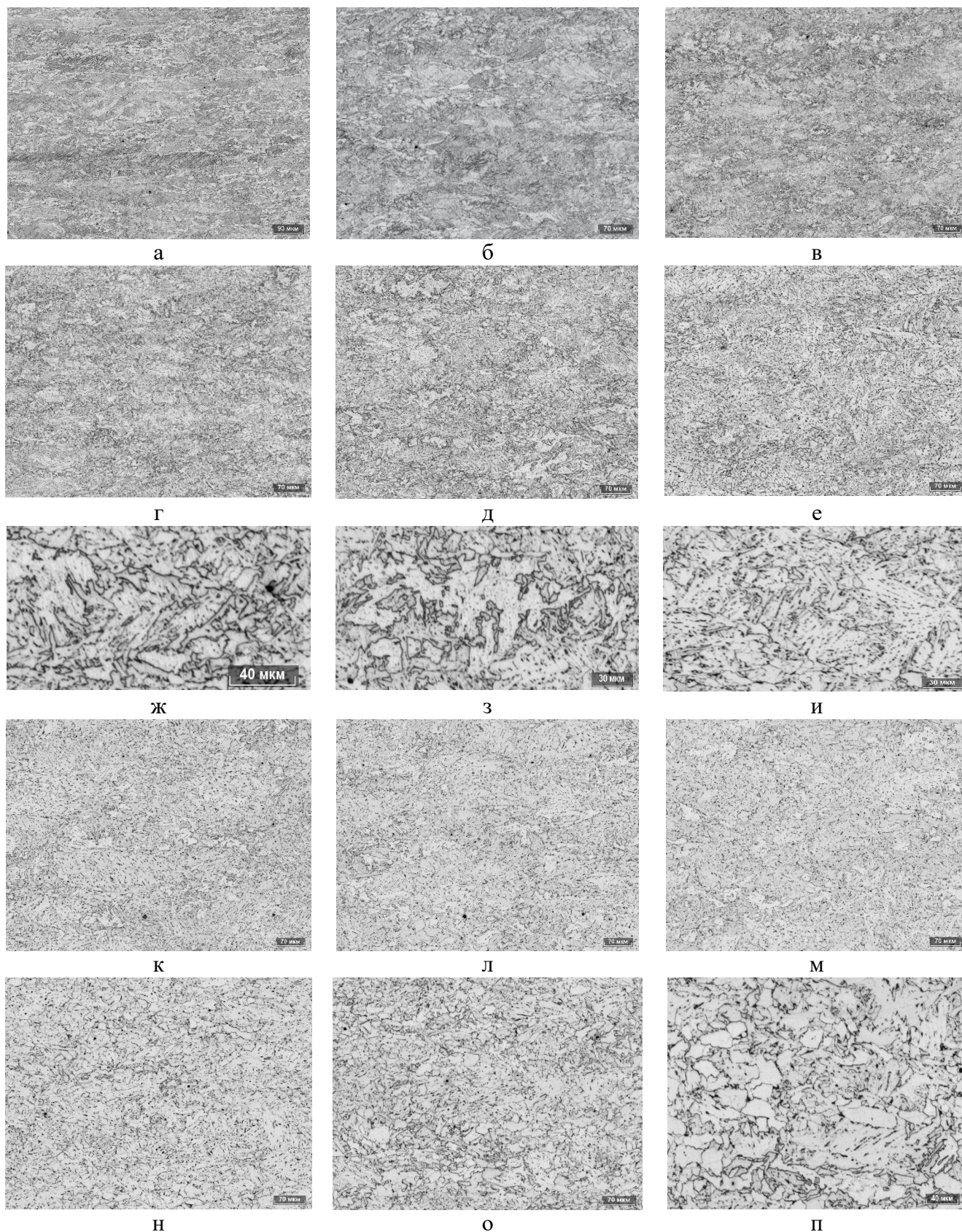


Рисунок 3.6 - Структура листового проката № 3/100-1 (с низкими значениями работы удара) на расстоянии от поверхности: а - 1 мм, б – 2-3 мм (переход от ФБ к Б без наличия АТФ), в – 3-4 мм, г, ж - 5 мм, д, з - 9 мм, е, и – 15 мм, к – 19 мм, л - 25 мм, м – 29 мм, н -35 мм, о, п – 49 мм

На расстоянии 5-16 мм от поверхности формируется квазиизотропная бейнитная структура с единичными зернами КПФ, Рисунок 3.6 г-е, для которой полученные значения  $K_{a100}$



минимальны (0,73-0,91), Рисунок 3.4 б. При этом на расстоянии 5-7 мм от поверхности она представляет собой смесь участков ГБ с равномерно распределенной карбидной фазой внутри и по границам отдельных кристаллитов, Рисунок 3.6 ж, образовавшихся от границ БАЗ, и областей РБ с карбидными выделениями по границам реек, Рисунок 3.6 г. При продвижении вглубь по толщине листа наряду с формированием данных типов бейнита, в структуре наблюдаются участки бейнита неречного типа, Рисунок 3.6 и, з, образовавшиеся вследствие протекания начальных стадий процессов самоотпуска в  $\alpha$ -фазе продуктов низкотемпературного распада с наибольшей степенью искаженности кристаллической решетки, вызывающих преобразование дислокационной субструктуры внутри кристаллитов РБ. Одновременно, снижение интенсивности пластической деформации, оцениваемой коэффициентом  $K_{a1}$  от  $\sim 9$  до  $\sim 7,5$ , Рисунок 3.5 а, при продвижении вглубь по сечению листа от 5-7 до 14-16 мм приводит к росту среднего размера структурных составляющих от  $\sim 15$  до 25 мкм, вероятно, за счет увеличения доли «негранулярного» бейнита  $V_B$  от  $\sim 13$  до 20 % [273], Рисунок 3.4 а.

На расстоянии 17-33 мм значения  $K_{a1}$  уменьшаются до 6,4...5,7, указывая на существенное снижение степени пластической деформации в данных слоях, что не позволяет обеспечить полноту протекания рекристаллизационных процессов в аустените на высокотемпературной стадии, а в сочетании со снижением интенсивности ускоренного охлаждения приводит к формированию неоднородной (с высокой анизотропией по параметру  $K_{a100}$  - 1,22...1,39) преимущественно бейнитной структуры с более протяженными областями РБ размером до 780 мкм, Рисунок 3.6 к-м. Доля «негранулярного» бейнита  $V_B$  в этом слое  $\sim 21...26\%$ , Рисунок 3.4 а, средний размер структурных составляющих растет до 34 мкм [273].

По мере продвижения вглубь листа по толщине наблюдается дальнейшее развитие рекристаллизационных процессов в условиях замедленного охлаждения (самоотпуска), сфероидизацией и коагуляцией карбидных частиц, выделившихся после деформации как на границах, так и внутри зерен  $\alpha$ -фазы, Рисунок 3.6 м. Однако данные процессы протекают крайне неравномерно, сохраняя в значительной части областей грубую речную структуру. На расстоянии 35 мм от поверхности и более наблюдается развитие процессов возврата, полигонизации и коалесценции в бейнитной  $\alpha$ -фазе, а также увеличение доли КПФ в условиях замедленного превращения (стимулирующего протекание диффузионных процессов), что, однако, обеспечивает «разбиение» протяженных границ исходных БАЗ, способствуя уменьшению коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  до значения 0,63 [273], Рисунок 3.4 б.

В центральной части листа в  $\alpha$ -фазе бейнита получают развитие начальные стадии процесса рекристаллизации по механизму «in situ», в результате которого речный характер структуры практически исчезает, наблюдается интенсивное карбидообразование, коагуляция карбидной фазы цементитного типа, особенно по границам БАЗ, Рисунок 3.6 о, п. Доля КПФ и ПФ в структуре составляет  $\sim 38\%$ , а размер его зерен достигает 62 мкм, Рисунок 3.6 п. Доля областей «негранулярного» бейнита  $V_B$ , представленного преимущественно крупными участками бейнита размером до 740 мкм, не имеющего развитого субзеренного строения, составляет  $\sim 20-24\%$ , Рисунок 3.4 а, при этом коэффициент анизотропии  $K_{a100}$  такой структуры не превосходит 1 [273], Рисунок 3.4 б.

Формирование такой неоднородной по сечению листового проката структуры не позволяет обеспечить высокие значения работы удара как вблизи поверхности ( $KV^{-40}=213...309$  Дж,  $KV^{-60}=15...225$  Дж), Рисунок 3.7 а, так и в середине по его толщине ( $KV^{-40}=18...99$  Дж,  $KV^{-60}=33...187$  Дж), Рисунок 3.7 б.

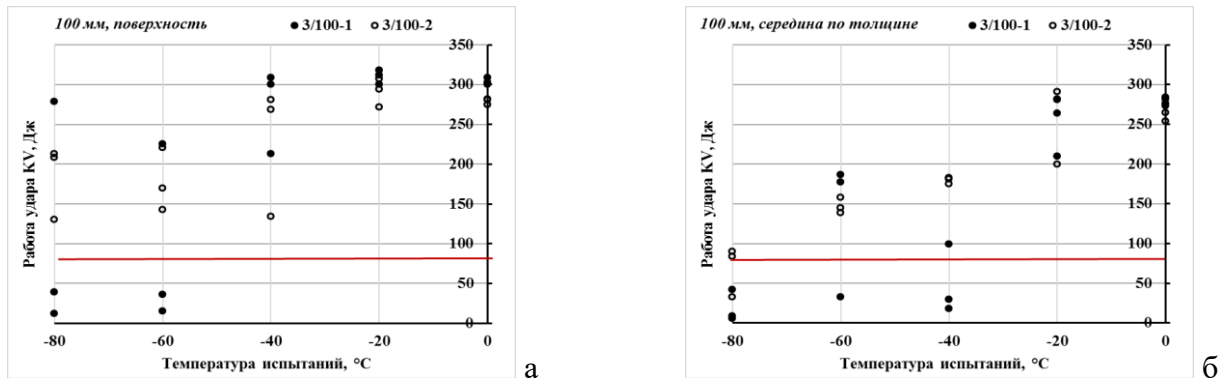


Рисунок 3.7 - Зависимости значений работы удара от температуры испытаний для исследованных листовых прокатов толщиной 100 мм для образцов, вырезанных от поверхности (а) и из середины по толщине (б)

Таким образом, неоднородность структуры листового проката толщиной 50-100 мм по сечению является одним из ключевых факторов, оказывающих влияние на его хладостойкость. Современное автоматизированное оборудование прокатных станов позволяет минимизировать степень развития структурной неоднородности в листах больших толщин за счет применения прецизионных приемов, описанных ниже в Главах 4, 5 диссертационной работы.

Так, например, для изготовления листового проката больших толщин для снижения последствий неоднородности распределения температурно-деформационных параметров по сечению используются следующие технологические приемы: контролируемое занижение температуры поверхности при прокатке листов больших толщин для исключения «перегрева» металла в их центральных слоях; использование деформационных схем, предотвращающих «излишний» наклеп аустенита в поверхностных слоях; применение более интенсивного охлаждения для исключения в центральных слоях сочетания высокой температуры и низкой скорости охлаждения. Показано, что изготовленный с учетом данных технологических приемов листовой прокат № 100-2 толщиной 100 мм обладает меньшей степенью развития структурной неоднородности по толщине, оцениваемой значениями параметров  $K_{a100}$  и  $V_{B_2}$  за счет более равномерного термомеханического воздействия по сечению, косвенно подтверждаемого кривой распределения значений коэффициента  $K_{a1}$  по слоям (убывающий график от 8,3 до 5,7), Рисунок 3.5 а.

В поверхностном слое (на расстоянии до 2-3 мм от поверхности) формируется смешанная ферритно-бейнитная структура, отличающаяся многообразием морфологических форм структурных составляющих, Рисунок 3.8 а. Кроме дисперсных зерен КПФ, Рисунок 3.8 ж, кристаллитов ГБ, Рисунок 3.8 к, и РБ в структуре наблюдается массивный гранулярный бейнит (МГБ), Рисунок 3.8 л, и бейнит, образовавшийся в результате развития процесса самоотпуска в  $\alpha$ -фазе РБ, Рисунок 3.8 м, доля участков которых составляет  $\sim 7\%$ , а размер достигает 90 мкм, присутствуют единичные крупные области РБ с сохранившимися границами БАЗ

протяженностью более 100 мкм (количество которых не превышает 1 %), Рисунок 3.7 з, а также бейнита со сложным «корзиночным плетением» (БКП), Рисунок 3.8 и. Средний размер структурных элементов составляет  $\sim 5,5$  мкм. Коэффициент анизотропии наиболее крупных структурных составляющих такой структуры составляет  $K_{a100}=0,48-0,78$ , Рисунок 3.4 б.

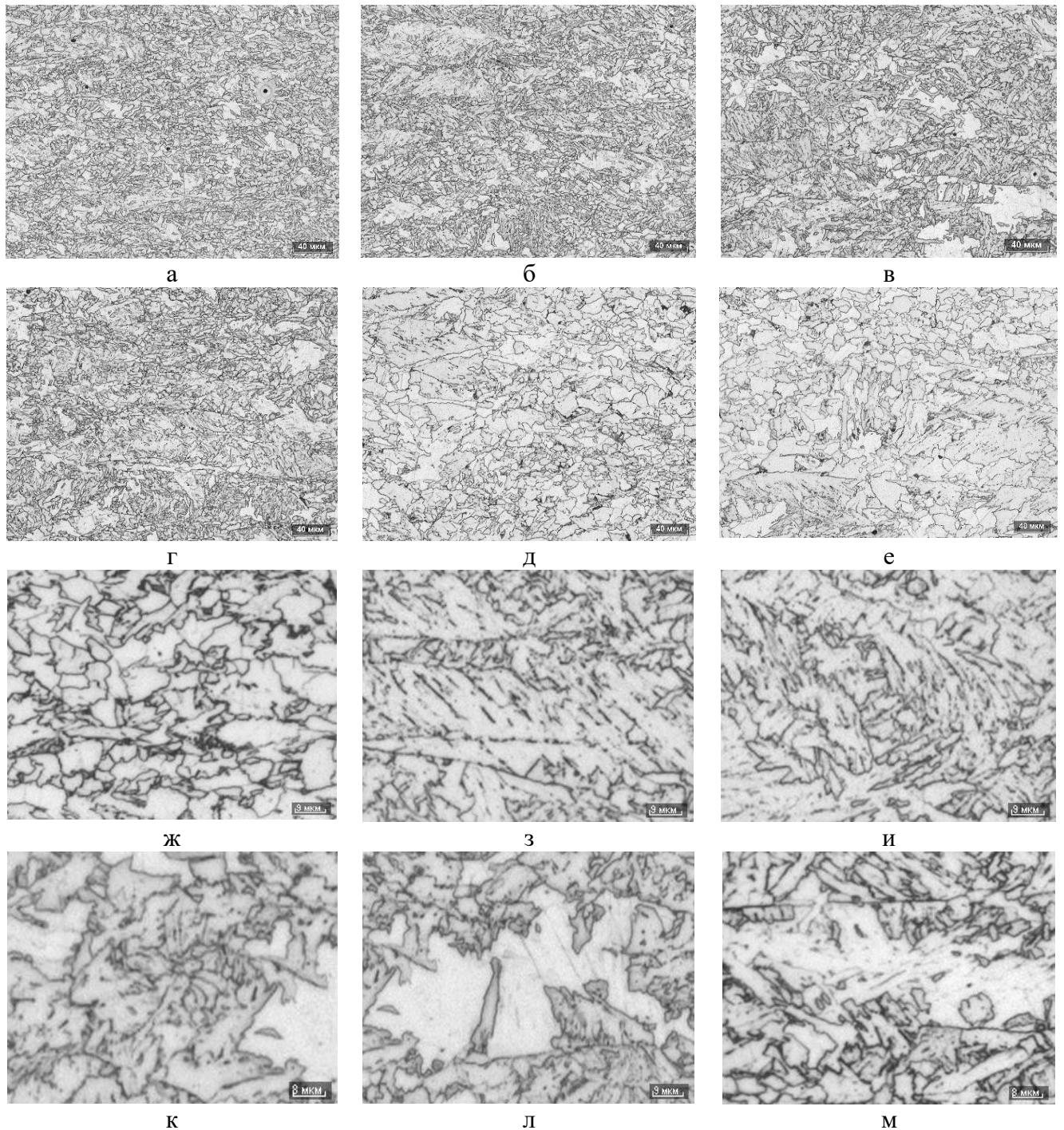


Рисунок 3.8 - Структура листового проката № 3/100-2 (с высоким уровнем работы удара вплоть до температуры минус 60 °С) на расстоянии от поверхности: а – до 2 мм, б – 6 мм, в – 16 мм, г – 20 мм, д – 38 мм, е – 50 мм. Особенности морфологии структурных составляющих: ж – КПФ, з – РБ, и – БКП, к – ГБ, л – МГБ, м – бейнит, образовавшийся в результате развития процессов самоотпуска в  $\alpha$ -фазе РБ

Средний размер структурных элементов ( $\sim 6,5$  мкм), а также вышеописанные морфологические формы бейнита в структуре сохраняются вплоть до его четверти по толщине,

при этом изменяется их соотношение, Рисунок 3.8 а-г. На расстоянии до 6 мм от поверхности суммарное количество МГБ и БКБ увеличивается до 12,6 % при возрастании размера их областей до 125 мкм, Рисунок 3.8 б. Доля областей «негранулярного» бейнита  $V_B$  в этом слое возрастает до ~ 3 %, Рисунок 3.4 а, а значения коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  увеличиваются до 0,82...0,99, Рисунок 3.4 б. На расстоянии до 12-16 мм от поверхности доля крупных участков МГБ размером до 160 мкм возрастает до 16,7...19,3 %, а наиболее крупных областей РБ – до 3,6%, Рисунок 3.4 а, обуславливая повышение коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  до 1,27, Рисунок 3.4 б. Далее, при продвижении вглубь по толщине листа, развиваются процессы возврата и полигонизации в бейнитной  $\alpha$ -фазе. Это приводит к перестройке кристаллитов РБ и МГБ, что подтверждается снижением значений микротвердости по Виккерсу (215...205  $HV_{10}$  на расстоянии 6-12 мм от поверхности и 185...170  $HV_{10}$  в центральных слоях). На расстоянии 17-25 мм от поверхности снижается анизотропия структуры  $K_{a100}$  до значений 0,8...0,9 за счет уменьшения доли ( $V_B \sim 1,5...2$  %), Рисунок 3.4 а, уменьшается количество (до 14,2 %) и размер областей МГБ и БКБ (максимальный размер не превосходит 85 мкм), а протяженность областей РБ составляет не более 250 мкм, Рисунок 3.8 г.

В центральных слоях по сечению листового проката повышается неоднородность ферритно-бейнитной структуры, обусловленная ростом доли «негранулярного» бейнита  $V_B$  до 4-6 %, Рисунок 3.4 а, представленного в основном областями РБ без выраженного игольчатого строения, образовавшимися вследствие протекания начальных стадий рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе РБ, а также увеличением количества разнотельного КПФ (до 35...42 %), Рисунок 3.8 д, е. При этом средний размер структурных элементов составляет ~ 8,5 мкм, а коэффициент анизотропии  $K_{a100}$  находится в пределах 0,54...0,91.

Такая структурная неоднородность ( $V_B$  не более 6 %,  $K_{a100}=0,54...1,27$ ) по сечению листового проката толщиной до 100 мм является допустимой, что позволяет получить высокий уровень работы удара как вблизи поверхности ( $KV^{-40}=134...281$  Дж,  $KV^{-60}=175...183$  Дж), Рисунок 3.7 а, так и в середине по его толщине ( $KV^{-40}=139...158$  Дж,  $KV^{-60}=139...158$  Дж), Рисунок 3.7 б.

Таким образом, для формирования ферритно-бейнитной структуры с минимальной структурой неоднородностью в листах больших толщин необходимо обеспечить наиболее равномерное распределение деформации по проходам, косвенно оцениваемое параметром  $K_{a1}$ , в оптимальных температурных диапазонах. При этом, чем тоньше листовая прокат, тем выше значения  $K_{a1}$ , Рисунок 3.5 б. Оптимальные схемы деформации способствуют увеличению доли бейнита с многообразием кристаллографических ориентаций, равно как «излишний» наклеп поверхностных слоев обуславливает наличие приоритетного кристаллографического направления, приводя к ориентированному сдвиговому превращению с образованием протяженных областей РБ размером более 100 мкм. Высокий уровень хладостойкости по критерию работы удара при низких температурах испытаний (до минус 80 °С в листах толщиной до 50 мм, до минус 60 °С в листах толщиной до 100 мм) достигается при выполнении следующих требований к исследованным параметрам структурной неоднородности:  $K_{a100}$  не более 1,35;  $V_B$  - не более 10 %. При этом для обеспечения требуемых характеристик

работоспособности при низких температурах испытаний ограничение данных параметров структурной неоднородности по сечению листового проката является необходимым, но не достаточным требованием к его структуре, что потребовало детальных исследований особенностей внутреннего строения структурных составляющих с помощью методов ПЭМ и EBSD-анализа.

### 3.1.2. Установление взаимосвязи параметров структуры с механическими свойствами и характеристиками работоспособности листового проката

Для сравнения структуры, механических свойств и характеристик работоспособности при низких температурах были выбраны четыре листовых проката толщиной 50 мм из низкоуглеродистых (0,05-0,07 % C) низколегированных судостроительных сталей с различным содержанием основных легирующих элементов, Таблица 3.1, изготовленных по технологии ТМО+УО. Их механические свойства представлены в Таблице 3.2.

Таблица 3.1 – Химический состав исследованных низколегированных сталей

| № состава | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Ni   | Cr   | Cu   | Al   | N     | Mo   | Nb   | V    | Ti   | C <sub>экв</sub> |
|-----------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|-------|------|------|------|------|------------------|
| 1         | 0,06 | 0,20 | 1,65 | 0,012 | 0,002 | 0,20 | 0,20 | 0,15 | 0,03 | 0,006 | 0,20 | 0,05 | 0,03 | 0,02 | 0,44             |
| 2         | 0,07 | 0,40 | 1,60 | 0,010 | 0,002 | 0,80 | -    | -    | 0,05 | 0,009 | -    | 0,10 | -    | -    | 0,39             |
| 3         | 0,06 | 0,20 | 1,40 | 0,006 | 0,002 | 0,70 | 0,10 | 0,15 | 0,04 | 0,004 | 0,08 | 0,03 | 0,02 | -    | 0,36             |
| 4         | 0,05 | 0,23 | 1,15 | 0,004 | 0,002 | 0,60 | -    | 0,10 | 0,03 | 0,009 | -    | 0,03 | -    | -    | 0,29             |

Таблица 3.2 – Механические свойства исследованных листовых прокатов толщиной 50 мм (мин-макс/среднее значения) [272]

| Условный № состава | Уровень прочности | R <sub>e</sub> , МПа    | R <sub>m</sub> , МПа  | A <sub>5</sub> , %   | KV <sup>-60</sup> , Дж |                       |
|--------------------|-------------------|-------------------------|-----------------------|----------------------|------------------------|-----------------------|
|                    |                   |                         |                       |                      | Поверхность            | Середина по толщине   |
| 1                  | 420-500           | <u>550-590</u><br>570   | <u>650-680</u><br>665 | <u>19-24,5</u><br>22 | <u>277-299</u><br>288  | <u>199-232</u><br>221 |
| 2                  | 420-500           | <u>540-555</u><br>547,5 | <u>640-660</u><br>650 | <u>28-29</u><br>28,5 | <u>184-243</u><br>206  | <u>176-220</u><br>194 |
| 3                  | 390-460           | <u>476-485</u><br>481   | <u>574-594</u><br>582 | <u>21-28</u><br>24,5 | <u>272-297</u><br>287  | <u>215-252</u><br>234 |
| 4                  | 355-420           | <u>450-465</u><br>459   | <u>580-590</u><br>585 | <u>27-30</u><br>29   | <u>212-250</u><br>231  | <u>81-252</u><br>196  |

С понижением углеродного эквивалента C<sub>экв</sub> от 0,44 до 0,29 % в низколегированных сталях составов №№ 1-4 снижаются прочностные характеристики (соответствуя уровням прочности от 500 до 355) за счет перехода от преимущественно бейнитной структуры (с долей КПФ не более 25 %) к более «мягкой» структуре со значительным содержанием ферритной составляющей (до 45 %). При этом вязко-пластические свойства сохраняются на высоком уровне для сталей всех исследованных составов, независимо от сформированной структуры.

На Рисунке 3.9 представлены результаты определения значений критических температур T<sub>кб</sub> и NDT, а также параметра трещиностойкости CTOD<sub>ср</sub> при температуре испытаний минус 40°С для исследованных листов. Наиболее низкие значения критических температур хрупкости в сочетании с высокой трещиностойкостью получены для листовых прокатов из стали составов



№ 3 с  $C_{\text{экв}}=0,36\%$  и № 4  $C_{\text{экв}}=0,29\%$  . удовлетворяющих требованиям к им судостроительным сталям с индексом «Arc40». Обобщающие данные взаимосвязи характеристик работоспособности с параметрами структуры приведены в конце текущего раздела.

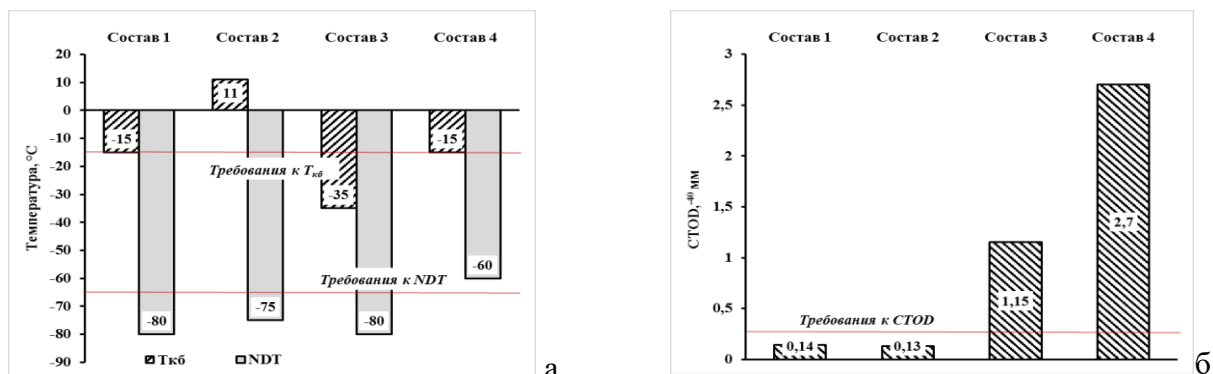


Рисунок 3.9 – Значения характеристик работоспособности листового проката толщиной 50 мм из исследованных низколегированных хладостойких сталей: а – температуры  $T_{\text{кб}}$  и NDT, б -  $CTOD_{\text{ср}}$  при температуре испытаний минус 40°С

**Листовой прокат из стали состава № 1.** Химический состав низколегированной стали состава № 1 с  $C_{\text{экв}}=0,44\%$  отличается комплексным легированием никелем, медью, хромом и молибденом в количестве 0,15-0,20 % каждого из данных элементов и микролегированием ванадием, ниобием и титаном (при их суммарной доле 0,10 %) при достаточно высоком содержании марганца – 1,65 %, Таблица 3.1.

В листовом прокате толщиной 50 мм из стали данного состава сформирована мелкодисперсная ферритно-бейнитная структура, Рисунок 3.10 а, б, состоящая на 50-55 % из ГБ при содержании КПФ до 20-25 %.

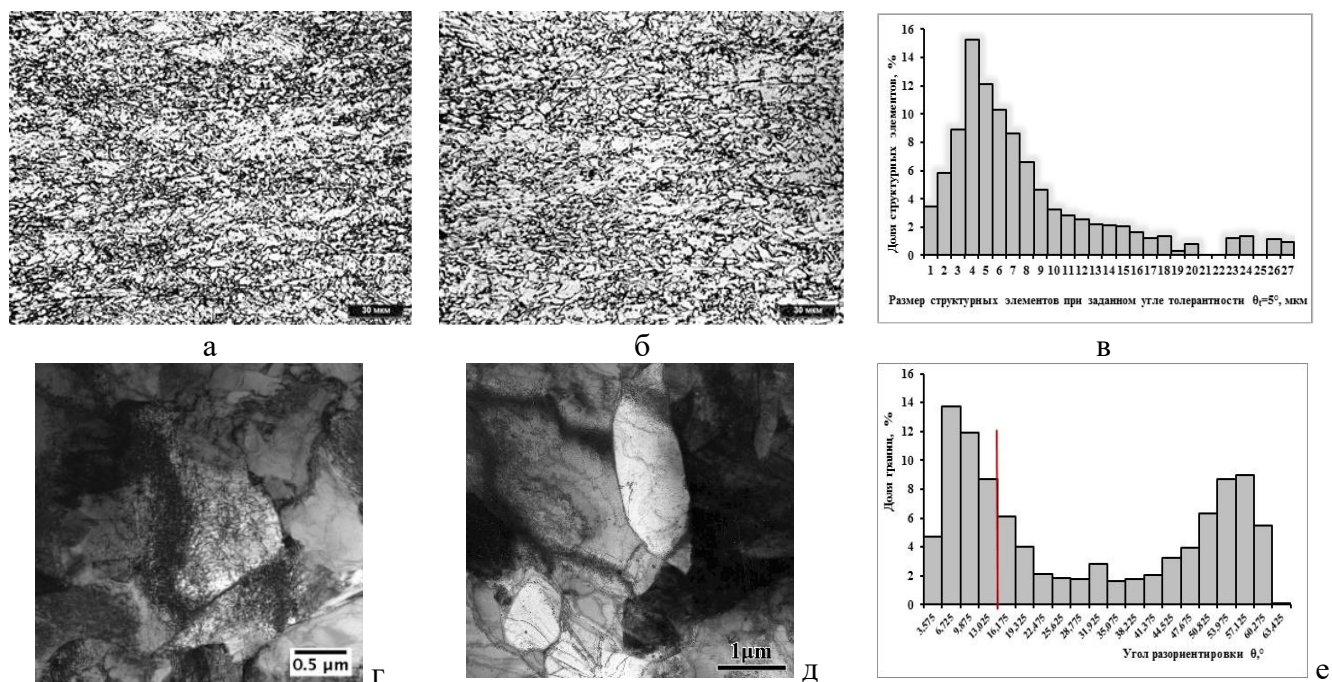


Рисунок 3.10 - Структура в поверхностных слоях (а) и в середине по толщине (б-е) листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали состава № 1: а, б – фотографии, полученные с помощью оптической металлографии; г – фрагменты в ГБ, д – ГБ и КПФ (ПЭМ, светлопольные изображения); в, е - гистограммы распределения структурных элементов по размерам при  $\theta_i=5^\circ$  (в) и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (е) [272]

Доля РБ не превышает 25 % как в поверхностных слоях, так и в середине по толщине исследованного листа. Бейнитные кристаллиты состоят из мелких фрагментов размером 0,5-2 мкм с высокой плотностью дислокаций –  $(2,1...2,3) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 3.10 г. КПФ также характеризуется наличием субзеренной структуры и высокой плотностью дислокаций  $(1,0...1,2) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 3.10 д. По телу бейнитных кристаллитов в ГБ (преимущественно по внутренним субграницам) наблюдаются карбидные частицы размером от 14 до 50 нм, объемная плотность распределения которых составляет  $(0,5...1,0) \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ . Наличие на гистограмме распределений межкристаллитных границ по разориентировкам явного пика малоугловых границ (МУГ) с разориентировками  $5-12^\circ$  (в количестве  $\sim 40\%$ ) подтверждает наличие субзеренного строения не только вблизи поверхности, но и в центральных слоях, Рисунок 3.10 е. Средний размер структурных элементов (РСЭ) в поверхностных слоях при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  составляет 5,2 мкм. В середине по толщине средний РСЭ - 7,4 мкм, при этом  $\sim 45,5\%$  структуры составляют структурные элементы размером не более 5 мкм,  $\sim 79\%$  - не более 10 мкм, рисунок 3.10 в. Пик распределения структурных элементов по размерам при  $\theta_t=5^\circ$  находится в диапазоне 4-6 мкм. Следует отметить, что, несмотря на дисперсность большей части исследованной структуры, наблюдаются единичные более крупные структурные элементы размером до 27 мкм, которые занимают 4-5 % площади шлифа [272].

Формирование в листовом прокате из стали состава № 1 преимущественно бейнитной структуры (количество КПФ не более 25 % по всей толщине листа) со значительной долей фрагментированного ГБ (до 55 %) гарантирует получение наиболее высоких по сравнению со сталями других составов прочностных характеристик и требуемых вязко-пластических свойств, удовлетворяющих ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС к сталям уровней прочности от 420 до 500, Таблица 3.2. Повышенная хладостойкость данной стали, оцениваемой по критическим температурам  $T_{к6} = -15^\circ\text{C}$  и  $NDT = -80^\circ\text{C}$ , Рисунок 3.9 а, вероятно, обеспечивается за счет дисперсности структурных элементов по всему сечению листа (5,2...7,4 мкм). Однако наличие структурных элементов размером 22-27 мкм даже в небольшом количестве (до 5 %) не позволяет обеспечить высокую трещиностойкость листового проката из стали данного химического состава ( $CTOD_{ср}^{-40} = 0,14 \text{ мм}$ ), Рисунок 3.9 б.

**Листовой прокат из стали состава № 2.** Химический состав низколегированной стали состава № 2 с  $C_{э\text{кв}}=0,39\%$  отличается от стали состава № 1 отсутствием комплексного легирования (0,8 % никеля без введения меди, хрома и молибдена) и микролегирования (0,10 % ниобия без добавок ванадия и титана), Таблица 3.1. Сочетание в стали данного состава повышенного содержания марганца и никеля – элементов, стабилизирующих аустенит, при отсутствии ферритообразующих элементов (в частности, хрома, ванадия) привели к формированию неоднородной ферритно-бейнитной структуры со значительной (до 35-40 %) долей крупных областей РБ протяженностью от 320 до 860 мкм, образовавшихся в пределах наиболее крупных БАЗ, вытянутых в направлении прокатки, Рисунок 3.11 а, б. По границам бейнитных областей наблюдаются полосы феррита (его доля не превышает 20 %), который характеризуется выраженной разнотерностью (размеры зерен варьируются от 3 до 25 мкм) и неоднородностью внутреннего строения по плотности и характеру распределения дислокаций

(наблюдаются как зерна КПФ с повышенной  $\sim (0,5...0,7) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  плотностью равномерно распределенных дислокаций, Рисунок 3.11 г, так и отдельные зерна, характеризующиеся практически бездефектной внутренней структурой) [272].

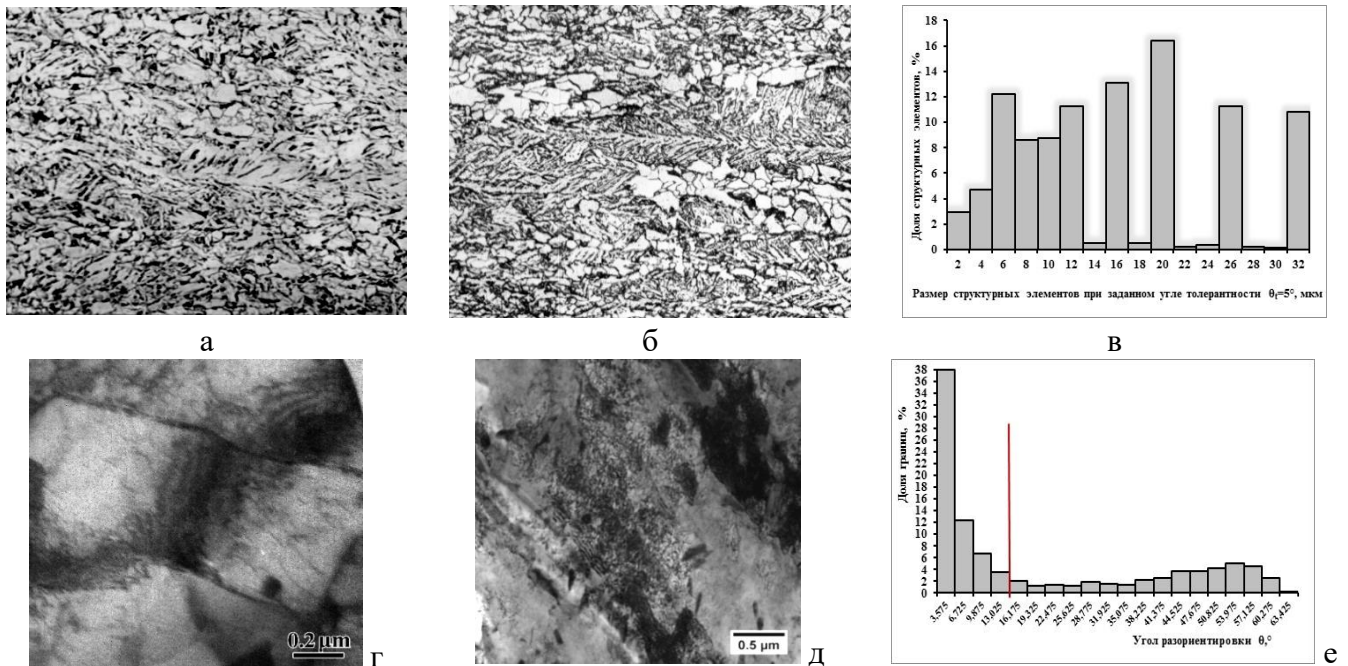


Рисунок 3.11 - Структура в поверхностных слоях (а) и в середине по толщине (б-е) листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали состава № 2: а, б – фотографии, полученные с помощью оптической металлографии; г – КПФ, д – РБ (ПЭМ, светлопольные изображения); в, е - гистограммы распределения структурных элементов по размерам при  $\theta_{\text{т}}=5^\circ$  (в) и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (е) [272]

Остальную часть структуры занимают более дисперсные области бейнита речной (с высокой плотностью дислокаций  $(2,2...2,5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и шириной бейнитных реек 0,8-1,8 мкм), Рисунок 3.10 д, а также гранулярной морфологии (с плотностью дислокаций  $(2,1...2,3) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и равномерно распределенной мелкодисперсной карбидной фазой размером 10-20 нм и объемной плотностью  $(0,5...0,8) \times 10^{14} \text{ м}^{-3}$ ). Средний РСЭ при  $\theta_{\text{т}}=5^\circ$  при переходе от поверхностных слоев к середине по толщине листового проката существенно укрупняется - от 5,1 до 15,6 мкм, Рисунок 3.10 в. При этом в центральных слоях доля элементов структуры размером не более 5 мкм составляет  $\sim 12\%$ , не более 10 мкм -  $\sim 37\%$ , а максимальный размер структурных элементов при данном угле толерантности достигает  $\sim 32$  мкм. Структура характеризуется большой долей МУГ, как в поверхностных слоях ( $\sim 50\%$ ), так и в середине по толщине -  $\sim 60\%$ . Однако стоит отметить, что большая их часть имеет разориентировки  $2-5^\circ$  ( $\sim 38\%$ ), связанная в том числе с разориентировками между рейками в пакетах РБ, Рисунок 3.11 е, не оказывая влияния на сопротивление хрупкому разрушению [272].

Формирование такой анизотропной по сечению листового проката разноразмерной ферритно-бейнитной структуры не позволяет обеспечить низкие значения температуры  $T_{\text{кб}}$  и высокую трещиностойкость СТOD при температуре испытаний минус  $40^\circ\text{C}$  (получены значения  $T_{\text{кб}}=+11^\circ\text{C}$ , среднего значения  $\text{CTOD}^{-40}=0,13$  мм, Рисунок 3.9), которые зависят от степени и характера развития структурной неоднородности по сечению листового проката. При



этом формирование значительного количества бейнитной составляющей, также как и для стали состава № 1 с более высоким значением  $C_{экв}$ , обеспечивает в листовом прокате из стали состава № 2 высокий уровень прочностных и пластических характеристик, также соответствуя требованиям ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС к стали уровней прочности от 420 до 500. При этом, несмотря на выраженную структурную неоднородность, получены высокие показатели пластичности и значения работы удара по толщине листа ( $KV^{60} - 176...243$  Дж), Таблица 3.2.

**Листовой прокат из стали состава № 3.** Химический состав низколегированной стали состава № 3 с  $C_{экв}=0,36$  % отличается умеренным легированием марганцем (не более 1,4 %), суммарным содержанием никеля и меди - не более 1 %, молибдена и хрома - не более 0,20 %, совместным микролегированием ниобием и ванадием, Таблица 3.1.

В листовом прокате из стали состава № 3 сформирована квазиизотропная по толщине ферритно-бейнитная структура, Рисунок 3.12 а, б.

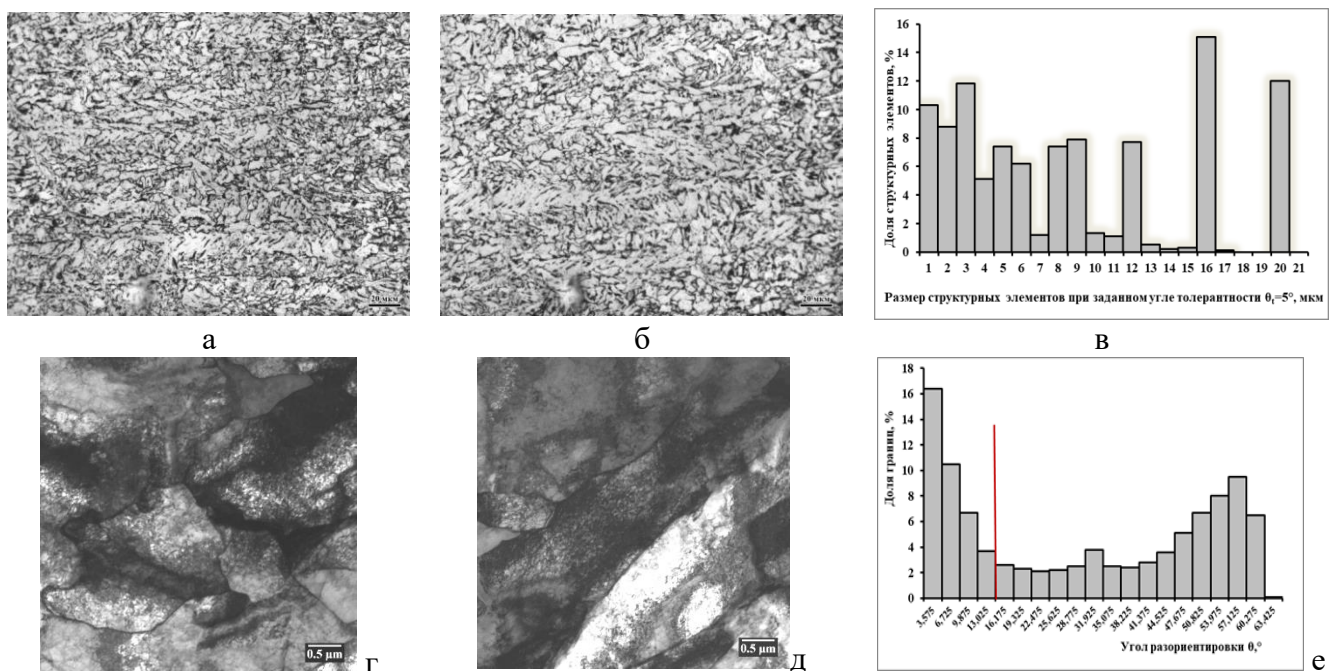


Рисунок 3.12 - Структура в поверхностных слоях (а) и в середине по толщине (б-е) листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали состава № 3: а, б – фотографии, полученные с помощью оптической металлографии; г – ГБ, д – РБ (ПЭМ, светлопольные изображения); в, е - гистограммы распределения структурных элементов по размерам при  $\theta_T=5^\circ$  (в) и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (е) [272]

Основной структурной составляющей является дисперсный ГБ с высокой плотностью дислокаций плотностью  $(2,3...2,5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , а также наличием субграниц, разделяющих зерна бейнитной  $\alpha$ -фазы на фрагменты размером 0,5-1,8 мкм, Рисунок 3.12 г. По телу кристаллитов бейнитного феррита равномерно распределены мелкодисперсные карбиды типа  $M_6C$  размером порядка 15-25 нм, объемная плотность распределения которых составляет  $(0,6...0,9) \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ . По границам субзерен наблюдаются и более крупные карбидные частицы размером до 110 нм. КПФ, доля которого не превышает 25 % по всей толщине листа, имеет близкую к ГБ плотность равномерно распределенных дислокаций  $(1,0...1,4) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , размер его фрагментов несколько крупнее – 1,1-2,2 мкм. На стыках ферритных зерен встречаются островки перлитоподобного

бейнита (ППБ) с более высокой плотностью дислокаций  $(1,4...1,6) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и наличием в них вытянутых карбидных частиц цементитного типа длиной 130-145 нм, доля которых не превышает 5 % по всему сечению шлифа. Доля РБ с высокой плотностью дислокаций  $(4,2...4,5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 3.12 д, равномерно распределенного по площади шлифа и представляющего собой пакеты из ряда параллельных пластин (реек) бейнитного феррита шириной 0,8–1,6 мкм с вытянутыми частицами цементита размером 120-230 нм по их границам, не превышает 20 % по всей его толщине [272]. Данные морфологические особенности сформированной ферритно-бейнитной структуры обеспечили оптимальное для сталей уровней прочности 390-460 сочетание прочностных и вязко-пластических характеристик, удовлетворяющих требованиям к сталям уровней прочности 390-460, Таблица 3.2.

В поверхностных слоях листового проката средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  составляет 6,5 мкм. В середине по толщине - 8,9 мкм, при этом доля элементов структуры размером не более 5 мкм - ~ 44 %, не более 10 мкм - ~ 68 %, а максимальный размер структурных элементов при  $\theta_t=5^\circ$  не превосходит 20,5 мкм, Рисунок 3.12 в. Структура характеризуется значительным количеством МУГ (~34,5...39 %), доля БУГ с углами разориентировки  $50-62,5^\circ$ , связанных с границами зерен КПФ, а также блоков и пакетов в РБ (~ 28...31 %), Рисунок 3.12 е. Формирование преимущественно структурных составляющих гранулярного типа (смеси ГБ+КПФ с субзерненным строением – не менее 70 % по всему сечению) при ограниченном количестве РБ – не более 20 % обеспечивает в листовом прокате из стали состава № 3 наиболее высокий комплекс показателей работоспособности при низких температурах, в частности,  $T_{кб} = -35^\circ\text{C}$ ,  $NDT=-80^\circ\text{C}$ ,  $CTOD_{cp}$  при минус  $40^\circ\text{C}$  - 1,15 мм, превышающие существующие требования к стали с индексом «Arc40» и значения, полученные низколегированных сталей составов №№ 1 и 2, Рисунок 3.1.

**Листовой прокат из стали состава № 4.** Химический состав низколегированной судостроительной стали состава № 4 с  $C_{экв}=0,29\%$  отличается наиболее низким содержанием марганца (1,15 %) при суммарном содержании никеля и меди (0,70 %), отсутствием хрома и молибдена, микролегированием ниобием в количестве 0,03 %, таблица 3.1.

В листе толщиной 50 мм из стали данного состава также сформирована квазиоднородная по толщине ферритно-бейнитная структура, Рисунок 3.13 а, б. По сравнению с низколегированной сталью состава № 3 в структуре наблюдается увеличение доли КПФ при уменьшении количества бейнитной составляющей, в том числе реечной морфологии. КПФ, доля которого достигает ~ 35-40 % по толщине листа, характеризуется субзерненным строением и высокой плотностью дислокаций -  $1,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 3.13 г, близкой к плотности дислокаций ГБ  $(2,0...2,2) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 3.13 д. Области бейнитного феррита в ГБ разделены на фрагменты размером 0,5...1,5 мкм как в поверхностных слоях, так и в середине по толщине листового проката. Внутри зёрен КПФ и областей ГБ наблюдаются многочисленные равномерно распределённые мелкодисперсные частицы размером 4-12 нм, объемная плотность которых составляет  $(2,6...5,7) \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ .

Доля РБ с плотностью дислокаций  $(2,2...2,6) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , равномерно распределенного по площади шлифа, составляет не более 15 %. Ширина реек в пакетах и блоках РБ составляет 0,5-

0,9 мкм, по их границам наблюдаются вытянутые карбидные частицы цементита размером до 400 нм. В структуре также присутствует ППБ с плотностью дислокаций  $(2,2...2,7) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и карбидными частицами цементитного типа длиной до 500 нм, рисунок 3.13 е, доля которого не превышает 10 % по всему сечению шлифа [272].

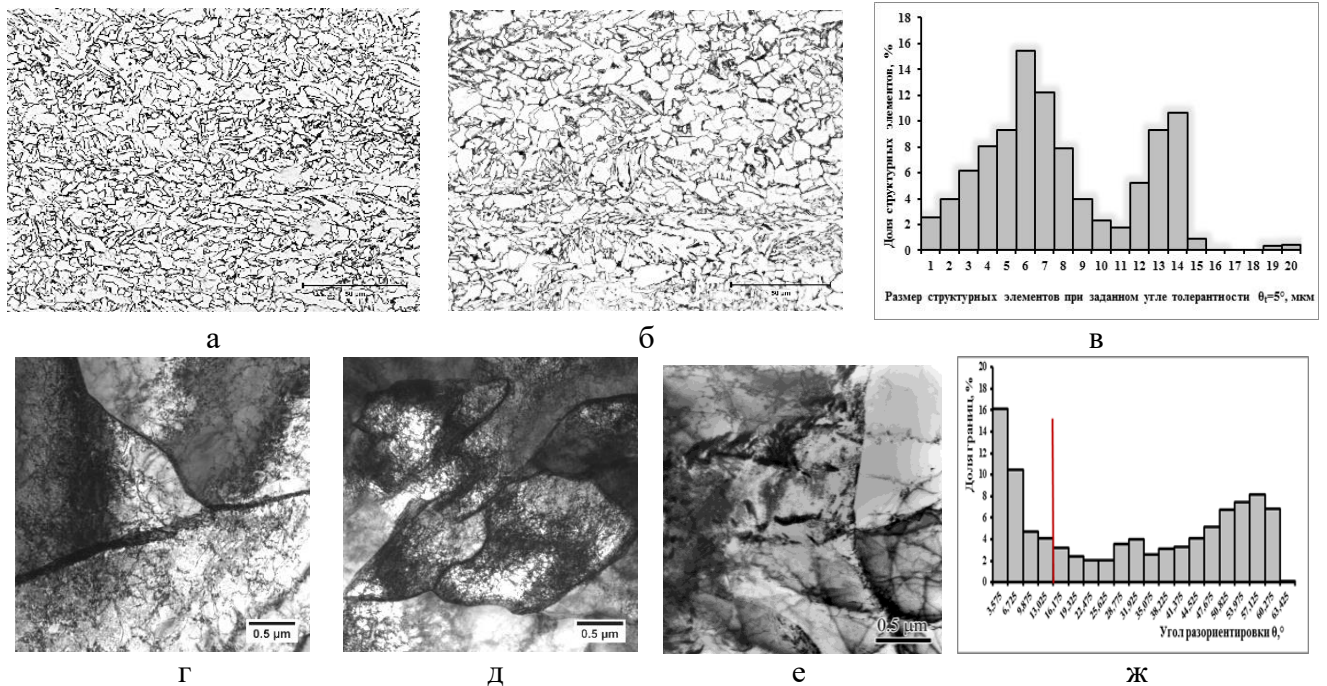


Рисунок 3.13 - Структура в поверхностных слоях (а) и в середине по толщине (б-е) листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали состава № 4: а, б – фотографии, полученные с помощью оптической металлографии; г – КПФ, д – ГБ, е – ППБ (ПЭМ, светлопольные изображения); в, ж - гистограммы распределения структурных элементов по размерам при  $\theta_t=5^\circ$  (в) и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (ж) [272]

Средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  вблизи поверхности составляет 6,2 мкм, в середине по толщине листа – 7,8 мкм. При этом максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  составляет  $\sim 19,5$  мкм, а минимальные доли элементов (соответствующие середине по толщине листа) размером не более 5 и 10 мкм составляют  $\sim 30$  и 72 %, Рисунок 3.13 в. Эти параметры сопоставимы с параметрами структуры для листового проката № 3. Высокая доля МУГ ( $\sim 33...35$  % по всему сечению листа, Рисунок 3.13 е) указывает на наличие субзеренного строения в превращенной ферритно-бейнитной структуре, что подтверждает данные, полученные при исследованиях методом ПЭМ.

Формирование такой структуры в листовом прокате из низколегированной стали состава № 4 с достаточно высоким содержанием КПФ (вплоть до 40 %) приводит к получению наиболее низких прочностных свойств и наибольшей пластичности по сравнению с остальными сталями составов №№ 1-3 на уровне требований ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС к сталям уровней прочности 355-420. Полученные значения характеристик хладостойкости удовлетворяют требованиям «Правил...» РМРС к стали с индексом «Arc40»:  $T_{к6}=-15$  °С,  $NDT=-65$  °С, Рисунок 3.9 а. Формирование наиболее дисперсной и однородной структуры по РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  для стали данного состава обеспечивает очень высокий уровень трещиностойкости (среднее значение  $CTOD^{-40}=2,7$  мм), что более чем в 10 раз превышает требования «Правил...» РМРС (не менее 0,25 мм), Рисунок 3.9 б.

Таким образом, сочетание требуемых прочностных, вязко-пластических свойств и характеристик работоспособности при низких температурах достигается в толстолистовом прокате из низколегированных судостроительных сталей составов №№ 3 и 4 (содержащих 1,15-1,40 % марганца, 0,70-0,85 % суммарно никеля и меди, с небольшими добавками хрома и молибдена (до 0,20 % в сумме), микролегированных исключительно ниобием или совместно ванадием с ниобием) за счет формирования квазиизотропной ферритно-бейнитной структуры преимущественно гранулярного типа (доля РБ - не более 20...25 %, ППБ – не более 5-10 % по толщине листов) - КПФ и ГБ с высокой плотностью дислокаций  $(2,0...2,5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в ГБ и  $1,1...1,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в КПФ) и субзерненным строением в них (размер фрагментов от 0,5 до 2,2 мкм) – не менее 70 % суммарно, которая характеризуется следующими параметрами по всей толщине листов:

- средним РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$  - 6,2...8,9 мкм и при их максимальном размере - 20 мкм, доле структурных элементов размером  $\leq 5$  мкм - ~ 30...44 %,  $\leq 10$  мкм - ~ 68...72 %;

- оптимальным сочетанием МУГ ~ 30...40 % (~ половины из которых являются полупроницаемыми, имея разориентировки на границах 5-15°) и БУГ с углами разориентировки более 50° (~ 30 %).

Увеличение количества КПФ и ППБ, укрупнение карбидной фазы цементитного типа в РБ и ППБ (до 400-500 нм) при одновременном уменьшении количества ГБ в стали состава № 4 по сравнению со сталью состава № 3 приводит к снижению хладостойкости по критериям температур  $T_{кб}$  и NDT (полученные значения температуры  $T_{кб}$  находятся на нижнем пределе требований к стали с индексом «Агс40» - минус 15 °С).

**Обобщение полученных результатов.** В Таблице 3.3 представлены обобщающие данные по результатам исследования некоторых наиболее значимых параметров структуры листового проката из низколегированных сталей четырех химических составов, однозначно определяющих их работоспособность.

Таблица 3.3 - Взаимосвязь ключевых параметров структуры листового проката толщиной 50 мм из низколегированных судостроительных сталей с характеристиками работоспособности

| $T_{кб}, ^\circ\text{C}$ | NDT, $^\circ\text{C}$ | СТОД <sup>-40</sup> ,<br>среднее,<br>мм | Ключевые параметры структуры                  |  |   |                   | Доля<br>МУГ,<br>%, $\text{П}^2/\text{С}^3$ |
|--------------------------|-----------------------|---|---|--|---|-------------------|--|
|                          |                       |   | Соотношение структурных<br>составляющих       | $\% D_{\leq 10 \text{ мкм}} \text{ С}^3$ | $D_{\text{ср}}, \text{ П}^2/\text{С}^3$ | $D_{\text{макс}}$ |  |
|                          |                       |   |   | при $\theta_i=5^\circ$ , мкм             |   |                   |  |
| -15                      | -80                   | <b>0,14</b>                             | 20-25 % КПФ, 50-55 %<br>ГБ, не более 25 % РБ  | ~79                                      | 5,2/7,4                                 | <b>27</b>         | ~30/40                                     |
| <b>+11</b>               | -75                   | <b>0,13</b>                             | 15-20 % КПФ, 40-50 %<br>ГБ, <b>35-40 % РБ</b> | <b>~37</b>                               | 5,1/ <b>15,6</b>                        | <b>33</b>         | <b>~50/60</b>                              |
| -35                      | -80                   | 1,15                                    | 20-25 % КПФ, 45-55 %<br>ГБ, не более 20 % РБ  | ~68                                      | 6,5/8,9                                 | 20                | ~35/39                                     |
| -15                      | -65                   | 2,70                                    | 35-40 % КПФ, 40-50 %<br>ГБ, не более 15 % РБ  | ~72                                      | 6,2/7,8                                 | 19,5              | ~33/35                                     |

Примечание: <sup>1</sup>СЭ – структурный элемент, <sup>2</sup>П – поверхность листа, <sup>3</sup>С – середина по сечению листа

Низкие значения температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  и критического раскрытия в вершине трещины СТОД при температурах испытаний минус 40 °С и ниже определяются в



первую очередь отсутствием значительного количества протяженных областей «негранулярного» бейнита (в том числе РБ) при его общей объемной доле не более 20...25 %. При этом следует также ограничивать долю КПФ и ППБ, содержание которых свыше 35 и 10 % соответственно (для сталей уровней прочности 355-390) и свыше 25 и 5 % соответственно (для сталей уровней прочности 420-460) приводит к существенному повышению температуры  $T_{кб}$  до значений на нижнем пределе требованиям к сталям «Arc40» (что видно для составов №№ 1 и 4).

На характеристики работоспособности однозначно влияют РСЭ, определенные при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$ . На рисунке 3.14 представлены зависимости температуры  $T_{кб}$  и средних значений  $CTOD^{-40}$  от среднего ( $D_{ср}$ ) и максимального ( $D_{макс}$ ) РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  в центральных слоях листового проката толщиной 50 мм, а также их изменения по сечению листов – ( $\Delta D_{ср}$ ,  $\Delta D_{макс}$ ) при  $\theta_t=5^\circ$  (определяющего степень изотропности структуры по РСЭ). Установлено, что увеличение среднего РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  и его изменения по сечению листового проката  $\Delta D_{ср}$  приводит к повышению значений критической температуры  $T_{кб}$ , Рисунок 3.14 а. При этом параметр трещиностойкости  $CTOD$  при низких температурах испытаний определяется в первую очередь максимальным РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  и его изменением по сечению, Рисунок 3.14 б. Соответствие требованиям «Правил...» РМРС к стали с индексом «Arc40» (не выше минус 15 °С) для листового проката толщиной 50 мм возможно при выполнении условий:  $D_{ср}$  - не более 10 мкм,  $D_{макс}$  при  $\theta_t=5^\circ$  - не более 20 мкм при максимально допустимом изменении по сечению данных размерных параметров  $\Delta D=5$  мкм.

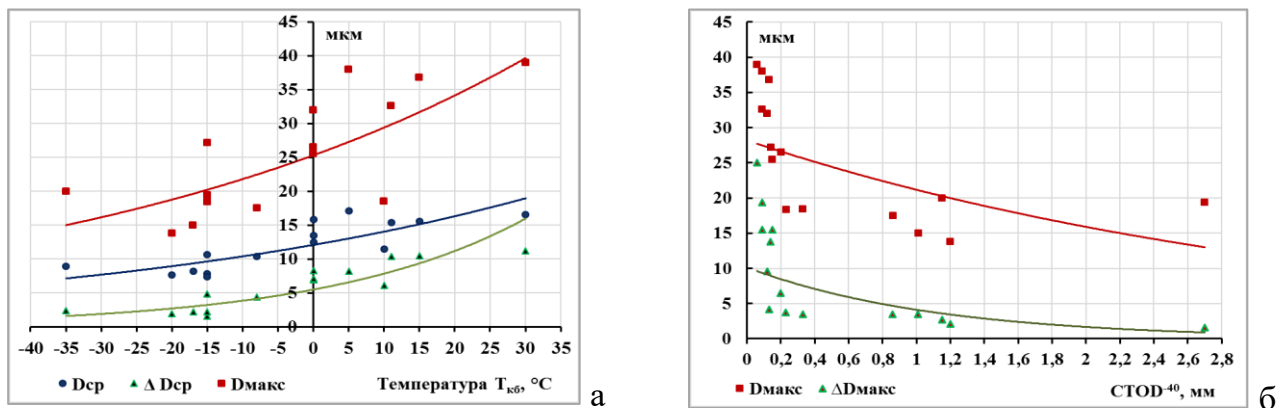


Рисунок 3.14 - Взаимосвязь критической температуры  $T_{кб}$  со средним и максимальным РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  в центральном слое, а также изменением  $\Delta D_{ср}$  по сечению листового проката (а); параметра трещиностойкости  $CTOD^{-40}$  (средних значений) с максимальным РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  и его изменением  $\Delta D_{макс}$  по сечению листового проката (б)

Критическая температура NDT, ввиду способа выполнения испытаний, определяется структурой поверхностного слоя толщиной до 5-7 мм. Увеличение значений  $D_{ср}$  и  $D_{макс}$  при  $\theta_t=5^\circ$  вблизи поверхности приводит к повышению температуры NDT для толстолистового проката, удовлетворяя требованиям к стали с индексом «Arc40» (не выше минус 65 °С) при среднем РСЭ не более 6,5 мкм, а их максимальном размере - не более ~ 15 мкм, Рисунок 3.15 а, при близкой относительной протяженности МУГ и БУГ с углами разориентировки более 50° (БУГ более 50°), Рисунок 3.15 б. Формирование вблизи поверхности листа структуры с преимущественным наличием МУГ (~ 64 %, более 30 % из которых разориентированы углами 2-5°), Рисунок 3.15 в, или снижением их количества до ~ 20 %, Рисунок 3.15 г, приводит к

получению значений температуры NDT не выше минус 50 °С.

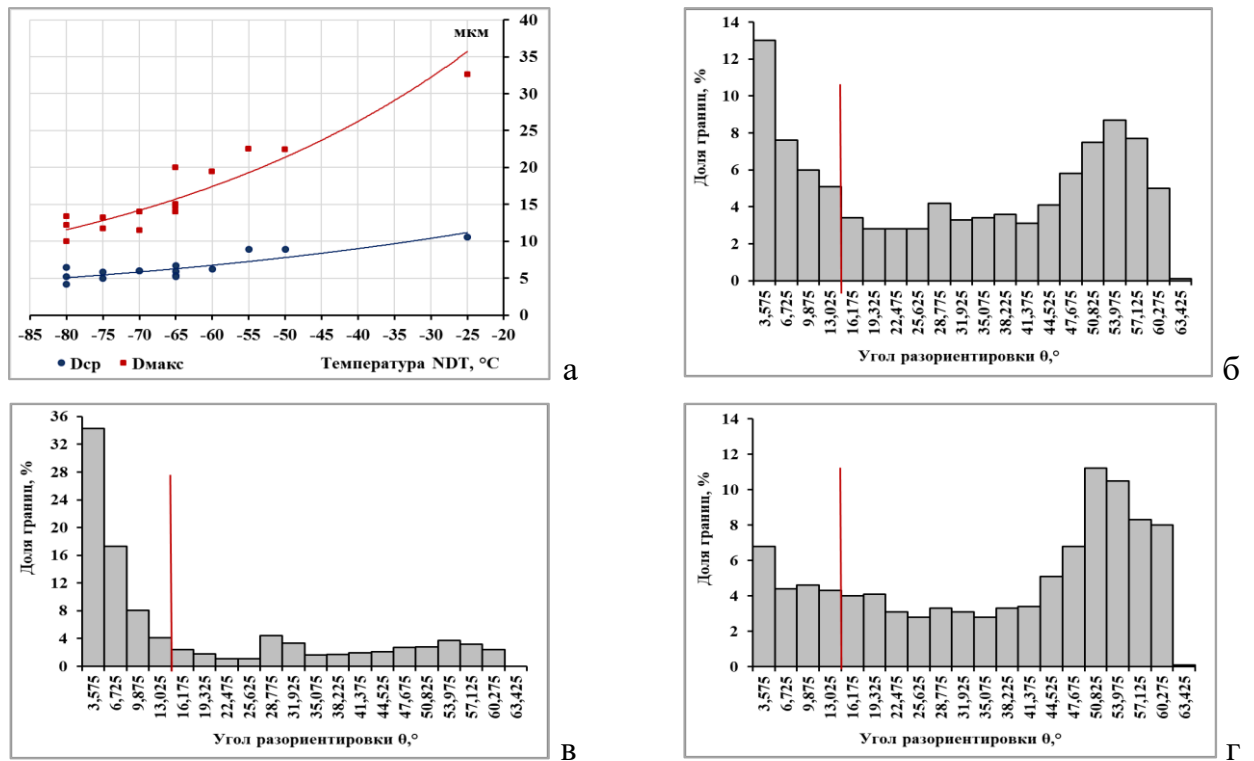


Рисунок 3.15 - Взаимосвязь критической температуры  $NDT$  со средним и максимальным РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$  в поверхностном слое (а). Распределения межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  в поверхностных слоях листовых прокатов с различными значениями температуры  $NDT$ : б – минус 75 °С, в – минус 50 °С, г – минус 25 °С

Показано, что получение наиболее низких значений критических температур  $T_{кб}$  и  $NDT$  на уровне сталей с индексом «Агс50» достигается при формировании ферритно-бейнитной структуры со средним РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$  - 6-9 мкм с долей МУГ и БУГ более  $50^\circ \sim 30-35\%$  по всему сечению листового проката больших толщин из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 355...460 МПа.

### 3.1.3. Разработка количественных требований к параметрам структуры по сечению листового проката, обеспечивающим гарантированную хладостойкость и трещиностойкость при низких температурах

Для обеспечения гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах в первую очередь должна быть ограничена морфологическая неоднородность структуры по сечению листового проката, вызванная неравномерностью распределения температурно-деформационно-кинетических параметров при прокатке и последующем охлаждении.

В п. 3.1.1 установлено, что высокий уровень работы удара (при температурах минус 60 °С и ниже) в листовом прокате из низколегированных судостроительных сталей толщиной до 100 мм обеспечивается при выполнении комплексных требований к параметрам структуры (структурной неоднородности):

- коэффициенту анизотропии наиболее крупных структурных составляющих -  $K_{a100}$  не более 1,35;

- объемной доле «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм -  $V_B$  не более 10 % при суммарном количестве РБ, МГБ и бейнита, образовавшегося в результате развития процессов самоотпуска в  $\alpha$ -фазе РБ, не более 20...25 % в зависимости от уровня прочности стали.

При этом для получения гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах, удовлетворяющих требованиям к хладостойким сталям с индексом «Агс40», необходимо предъявлять более «жесткие» требования к допустимому значению  $K_{a100}$  по всему сечению листа. На Рисунке 3.16 представлены зависимости характеристик работоспособности толстолистного проката из низколегированных сталей от коэффициента анизотропии  $K_{a100}$ . Фотографии типичной структуры листов толщиной 50-60 мм представлены на Рисунке Б.2 в Приложении Б.

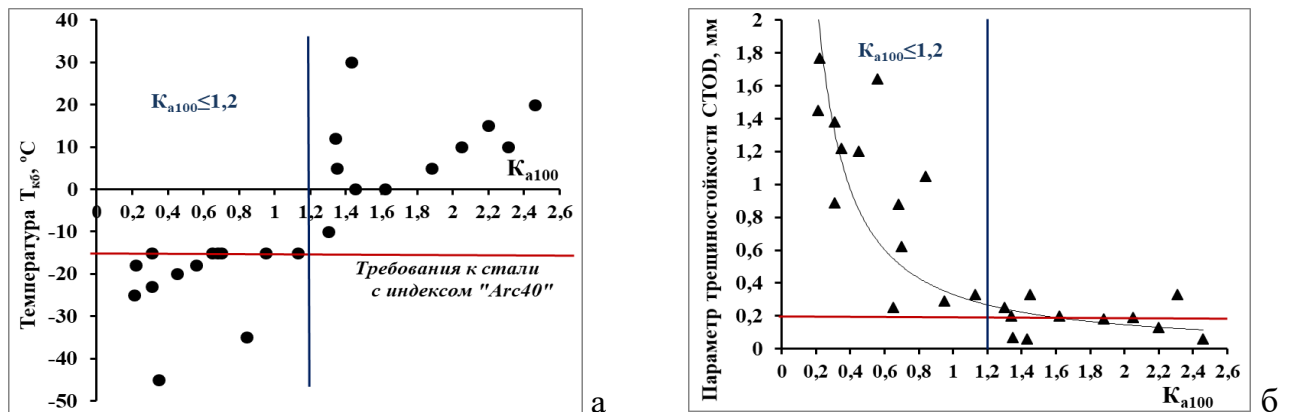


Рисунок 3.16 - Влияние коэффициента анизотропии ферритно-бейнитной структуры на значения температуры  $T_{кб}$  (а) и параметр трещиностойкости  $CTOD^{-40}$  (б)

Установлено, что увеличение значений  $K_{a100}$ , которое связано преимущественно с формированием неоднородной ферритно-бейнитной структуры с ферритной «оторочкой» (из деформированных ферритных зерен, размер которых варьируется от 5 до 54 мкм) по границам бывших БАЗ, в пределах которых образуются протяженные области РБ (размером от 120 до 1456 мкм), Рисунок Б.2 д, е ( $K_{a100}=1,43$  и  $2,2$  соответственно), приводит к повышению значений критической температуры  $T_{кб}$ , Рисунок 3.16 а, и понижению значений  $CTOD^{-40}$ , Рисунок 3.16 б.

Требуемые значения данных характеристик работоспособности, соответствующие индексу «Агс40» ( $T_{кб}$  не выше минус 15 °С для исследованных листов толщиной 50 мм и минус 10 °С – для листов толщиной 60 мм, Рисунок 3.16 а,  $CTOD^{-40}$  не менее 0,20 мм, Рисунок 3.16 б), достигаются при формировании квазиоднородной ферритно-бейнитной структуры со значениями коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  не более 1,2, Рисунок Б.2 а-г, представленной преимущественно КПФ (с высокой плотностью дислокаций  $(1,0...1,5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и субзернами размером 1,1-2,2 мкм) и ГБ (с плотностью дислокаций  $(2,0...2,5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , субзерненным строением, разбивающем кристаллиты на фрагменты размером 0,5...1,8 мкм), суммарная доля которых должна быть не менее 70 % по всему сечению листового проката.

Внутри зерен КПФ и кристаллитов ГБ равномерно распределены дисперсные карбидные

частицы размером до 25 нм объемной плотностью до  $5,7 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , по границам субзерен могут встречаться более крупные карбидные частицы цементитного типа, размер которых не превышает 110 нм. Доля РБ (с плотностью дислокаций  $(2,2 \dots 4,6) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , шириной реек в пакетах РБ -  $0,5 \dots 1,6 \text{ мкм}$  с вытянутыми карбидными частицами цементитного типа размером не более 250 нм по их границам), не должна превышать 20...25 % для сталей уровней прочности 355-390 и 420-460 соответственно при ограничении объемной доли его областей размером более 100 мкм -  $V_B$  не более 10 %. Количество ППБ с плотностью дислокаций  $(1,4 \dots 2,6) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  с вытянутыми карбидными частицами цементитного типа длиной не более 150 нм не должна превышать 5...10 % по всему сечению листового проката в зависимости от уровня прочности.

Исследования, выполненные с помощью EBSD-анализа, показали, что помимо требований к параметрам структурной неоднородности ( $K_{a100}$  и  $V_B$ ), морфологии и соотношению структурных составляющих с оценкой плотности дислокаций, размеров и объемной доли карбидных выделений на границах и в теле зерен, не менее значимыми факторами, определяющими хладостойкость и трещиностойкость при низких температурах, являются параметры структуры, которые характеризуют внутреннее строение деформированной стали и описывают элементы субструктуры с малоугловыми границами, в том числе деформационного происхождения.

Ранее были выполнены некоторые исследования влияния параметров субзеренной структуры (доли МУГ, РСЭ при заданном угле толерантности  $\theta_t=2^\circ$ ) на прочностные и вязко-пластические свойства низколегированной трубной стали с гарантированным пределом текучести 420-460 МПа [199]. Однако системные представления о влиянии доли малоугловых и большеугловых границ (их относительной протяженности) - % МУГ и % БУГ, в том числе, с оценкой доли границ, соответствующих диапазонам углов разориентировки  $\theta=5-15^\circ$  и  $\theta$  более  $50^\circ$ ; среднего  $D_{cp}$  и максимального РСЭ -  $D_{max}$ , а также доли элементов структуры размером  $D$  не более 10 мкм при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  на основе методов комплексной количественной оценки с использованием EBSD-анализа на характеристики прочности, хладостойкости и трещиностойкости до настоящего времени отсутствовали. Данные параметры характеризует субзеренную структуру деформированной стали, в различных точках (вблизи поверхности,  $\frac{1}{4}$  и  $\frac{1}{2}$ ) по толщине листового проката.

Еще одним из важных критериев формирования квазиоднородной по толщине листового проката ферритно-бейнитной структуры в части кристаллогеометрического и морфологического подобия структурных составляющих, является оценка EBSD-карт с наложением отображений объемных долей структурных разновидностей  $\alpha$ -фазы с различной степенью искаженности кристаллической решетки по шкале кривизны кристалла (GAM) [221; 274]. Для определения степени изотропности структуры по сечению листового проката проводилась оценка характера изменения данных отображений и усредненной величины параметра GAM по сечению листового проката.

Показано, что важным подходом при оценке ферритно-бейнитной структуры хладостойких низколегированных сталей после ТМО+УО, является нормирование диапазона



изменения ключевых параметров структуры по сечению листового проката, характеризующего допустимую степень неоднородности и анизотропии (разницы между минимальным и максимальным значениями).

На Рисунке 3.17 представлено влияние различных параметров ферритно-бейнитной структуры листового проката толщиной 50 мм из низколегированных судостроительных сталей, определенных в различных точках по сечению (вблизи поверхности, в четверти и середине) с помощью EBSD-анализа, на значения «структурно чувствительных» по толщине листа характеристик работоспособности: температуры  $T_{к6}$  и параметра трещиностойкости  $CTOD$  при температуре испытаний минус 40...минус 60 °С.

Установлено (с учетом зависимостей, показанных в п. 3.1.2), что гарантированные характеристики работоспособности ( $T_{к6}$ , NDT и  $CTOD^{40}$ ) листового проката толщиной до 60 мм из низколегированных судостроительных сталей уровней прочности 355...460 с индексом «Агс», изготавливаемого по технологии ТМО+УО, достигаются при ограничении значений параметров ферритно-бейнитной структуры и их максимально допустимой разницы ( $\Delta$ ) по сечению листов (количественные требования к параметрам структуры листового проката):

- среднего и максимального РСЭ ( $D_{ср}$  и  $D_{макс}$ ) при  $\theta_t=5^\circ$  - не более 10 и 20 мкм соответственно при  $\Delta D \leq 5$  мкм, Рисунок 3.17 а, б;

- количества элементов структуры размером  $D$  не более 10 мкм - не менее 65 % соответственно (при  $\Delta\% D_{\leq 10 \text{ мкм}}$  не более 20 %), Рисунок 3.17 д;

- доли малоугловых границ (МУГ) – 30...40 % при относительной протяженности МУГ с разориентировками 5-15° не менее 15 %, Рисунок 3.17 в;

- усредненной величине кривизны кристалла  $GAM$  – не более 0,60° при  $\Delta GAM \leq 0,15^\circ$ , Рисунок 3.17 г, что подтверждает морфологическое подобие структурных составляющих по сечению листового проката вследствие формирования структуры с близкой усредненной степенью искаженности (кривизной) кристаллической решетки по шкале кривизны кристалла ( $GAM$ ).

К параметрам поверхностного слоя для обеспечения низких значений температуры нулевой пластичности NDT в дополнение к вышеуказанным предъявляются более жесткие требования к значениям  $D_{ср}$  и  $D_{макс}$  – не более 6,5 и 15 мкм соответственно при относительной протяженности МУГ и БУГ (с углами разориентировки 50-62,5°) - ~ 30 % каждой границ.

Наилучшее сочетание характеристик хладостойкости ( $T_{к6}=-20^\circ\text{C}$ ,  $NDT=-75^\circ\text{C}$ ) и трещиностойкости ( $CTOD_{ср}=1,20$  мм при температуре испытаний минус 60°С) получено для листового проката, в котором сформирована ферритно-бейнитная структура с высокой степенью однородности и изотропности по сечению по исследованным структурным параметрам, определенным с помощью EBSD-анализа: % МУГ = ~ 30-36 % ( $\Delta\% \text{ МУГ} = \sim 6 \%$ ), % БУГ<sub>50-62,5°</sub> = ~ 27-31 % ( $\Delta\% \text{ БУГ}_{50-62,5^\circ} = \sim 4 \%$ ),  $D_{ср} = 5,8-7,9$  мкм при  $\theta_t=5^\circ$  ( $\Delta D_{ср} = 2,1$  мкм),  $D_{макс} = \sim 12-14$  мкм при  $\theta_t=5^\circ$  ( $\Delta D_{макс} = \sim 2$  мкм), %  $D_{\leq 5 \text{ мкм}} = \sim 26-48 \%$  ( $\Delta\% D_{\leq 5 \text{ мкм}} = 22 \%$ ) и %  $D_{\leq 10 \text{ мкм}} = \sim 78-89\%$  ( $\Delta\% D_{\leq 10 \text{ мкм}} = 11 \%$ ) при  $\theta_t=5^\circ$ ,  $GAM = 0,47-0,54^\circ$  ( $\Delta GAM = 0,07^\circ$ ), Рисунок 3.17, где  $\Delta$  - изменение параметра по сечению.

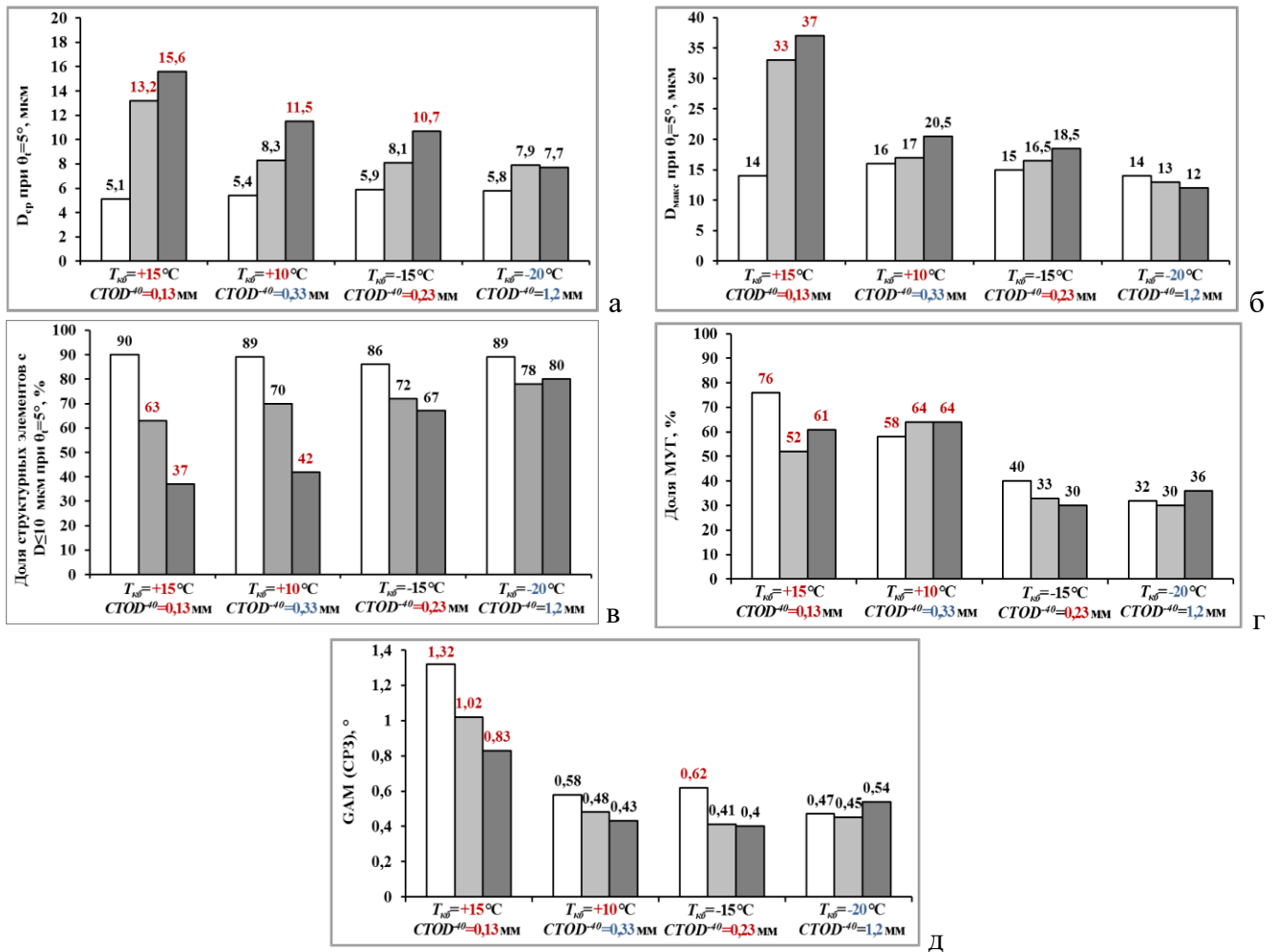


Рисунок 3.17 - Распределения значений параметров структуры (а -  $D_{cp}$ , б -  $D_{max}$ , в -  $D_{\leq 10}$  мкм (при  $\theta=5^\circ$ ), г - доля МУГ, д - GAM (СРЗ)) по сечению листового проката толщиной 50 мм с различными характеристиками работоспособности, где □ - вблизи поверхности, ■ - в четверти, ■ - в середине по толщине

Следует отметить, что отсутствие опыта производства листового проката толщиной 61-100 мм из низколегированных сталей по технологии ЗПН+О до выполнения настоящей работы (единичные листы уровней прочности 420-460) в настоящий момент не позволяет разработать обоснованные требования к параметрам структуры по толщине и требует дальнейших структурных исследований после накопления необходимого объема данных.

### 3.2. Исследование взаимосвязи легирования, структуры, механических свойств и характеристик работоспособности в экономнолегированных судостроительных сталях после ЗПН+О и З+О

Для высокопрочных сталей хромникельмедьмолибденовой композиции легирования с гарантированным пределом текучести 500 МПа и выше длительное время единственным требованием оставалось обеспечение формирования после закалки мелкодисперсной бейнитной

или бейнитно-мартенситной структуры с высокой плотностью дислокаций при минимальном содержании (или полном отсутствии) феррита по всему сечению листового проката. При этом уровень прочности регулировался за счет варьирования содержания основных легирующих элементов (никеля, меди, хрома и молибдена) при получении заданного соотношения мартенсита и бейнита различной морфологии, вязко-пластических свойств - прежде всего за счет однородности структуры по размеру бывших аустенитных зерен (БАЗ), бейнитных кристаллитов и мартенситных пакетов.

В работе [275] были предложены требования к количественному соотношению структурных составляющих: 500 – (50...70) % ГБ + не менее 20 % РМ + не более 40 % Ф; 600 - (40...60) % ГБ + не менее 30 % РМ + не более 10 % Ф; 700 - не менее 40 % РМ + (30...50) % ГБ, которые позволяют обеспечить требуемые прочностные и вязко-пластические характеристики в хромоникельмедьмолибденовых легированных сталях, но не гарантируют получение высоких характеристик работоспособности на уровне сталей с индексом «Аrc40» и выше. Комплексных исследований влияния различных параметров бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры по толщине листового проката из высокопрочных судостроительных сталей с пределом текучести не менее 500-750 МПа на показатели хладостойкости и трещиностойкости до настоящего времени не проводилось. Это потребовало более детальных исследований особенностей внутреннего строения бейнита и мартенсита в хромоникельмедьмолибденовых сталях (в первую очередь фрагментов (субзерен), реек, пакетов, а также блоков [83; 85; 159; 166]), что стало возможным с разработкой и применением новых методик аттестации структуры высокопрочных сталей с помощью EBSD-анализа [221] в совокупности с результатами ПЭМ.

С учетом актуальной тенденции снижения содержания легирующих элементов при производстве высокопрочных сталей характеристики хладостойкости и трещиностойкости при низких температурах в них становятся еще более «структурно чувствительными» вне зависимости от толщины листов. Для обеспечения высокой работоспособности экономнолегированных судостроительных сталей с бейнитной или бейнитно-мартенситной структурой важным фактором становится уменьшение размеров «эффективных зерен», к которым относятся не только пакеты, сформированные в пределах БАЗ, но и отдельные блоки и субблоки, а также структурных элементов с разориентировками на границах 5-15°.

Для разработки количественных требований к ключевым параметрам структуры были проведены исследования влияния структуры на механические свойства и характеристики работоспособности листового проката из низкоуглеродистых (0,09-0,10 % С) экономнолегированных (микролегированных ниобием в количестве 0,02-0,04 %) сталей с различным содержанием основных легирующих элементов (хрома, никеля, меди и молибдена), изготовленных с использованием двух технологических процессов (З+О или ЗПН+О). Химический состав исследованных сталей представлен в Таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Химический состав исследованных экономнолегированных судостроительных сталей уровней прочности 500...750

| Уровень прочности | Номер состава | Массовая доля химических элементов, % |      |      |       |       |     |          |   |      |      |                |                  |
|-------------------|---------------|---------------------------------------|------|------|-------|-------|-----|----------|---|------|------|----------------|------------------|
|                   |               | C                                     | Si   | Mn   | P     | S     | Cr  | Ni+Cu+Mo | V | Nb   | Al   | N <sub>2</sub> | C <sub>экв</sub> |
| 550-620           | 5             | 0,10                                  | 0,28 | 0,66 | 0,007 | 0,003 | 0,7 | ~2,5     | - | 0,03 | 0,03 | 0,008          | 0,54             |
| 690-750           | 6             | 0,09                                  | 0,25 | 0,65 | 0,005 | 0,002 | 0,8 | ~3,0     | - | 0,03 | 0,03 | 0,008          | 0,60             |
| 500               | 7             | 0,09                                  | 0,20 | 0,58 | 0,007 | 0,002 | 1,2 | ~2,5     | - | 0,02 | 0,03 | 0,006          | 0,58             |
|                   | 8             | 0,09                                  | 0,26 | 0,47 | 0,007 | 0,002 | 0,4 | ~2,7     | - | 0,03 | 0,03 | 0,005          | 0,47             |
|                   | 9             | 0,09                                  | 0,24 | 0,65 | 0,006 | 0,002 | 0,5 | ~2,0     | - | 0,03 | 0,02 | 0,008          | 0,46             |

### 3.2.1. Влияние способа закалки на параметры структуры, механические свойства и характеристики работоспособности в сталях различного легирования

Данные исследования проводились для сталей трех составов №№ 5-7 с различным содержанием хрома и суммарным содержанием никеля, меди и молибдена, Таблица 3.4. В Таблицах 3.5 и 3.6 представлены механические свойства и характеристики работоспособности исследованных листов толщиной 20, 35 и 50 мм. Исследование структуры листовых прокатов из экономнолегированных сталей составов №№ 5, 6 и 9 проводилось совместно с ИФМ УрО РАН.

Таблица 3.5 – Механические свойства листового проката из экономнолегированных сталей, изготовленного по технологиям З+О и ЗПН+О (средние значения)

| № состава | Толщина листа, мм | Технология производства | R <sub>e</sub> , МПа | R <sub>m</sub> , МПа | A <sub>5</sub> , % | Zz, % | Количество вязкой составляющей, % |
|-----------|-------------------|-------------------------|----------------------|----------------------|--------------------|-------|-----------------------------------|
| 5         | 35                | З+О                     | 630-640              | 710-730              | 21-22,5            | 73-73 | -                                 |
|           |                   | ЗПН+О                   | 700-710              | 750-750              | 19-20              | 73-73 | -                                 |
| 6         | 20                | З+О                     | 680-700              | 760-770              | 20,5-22,5          | 71-73 | -                                 |
|           |                   | ЗПН+О                   | 780-790              | 830-850              | 20-21              | 74-75 | -                                 |
|           | 50                | ЗПН+О                   | 740-770              | 800-820              | 18,5-19,5          | 66-69 | -                                 |
| 7         | 50                | З+О                     | 560                  | 630                  | 25                 | 78-82 | 90                                |
|           |                   | ЗПН+О                   | 560                  | 640                  | 24                 | 70-71 | 100                               |

Для листов после ЗПН+О по сравнению с З+О получен более высокий уровень прочности (на 70-95 МПа по значениям предела текучести и 30-75 МПа по значениям временного сопротивления) при близких значениях пластических характеристик, Таблица 3.5. При этом характеристики хладостойкости также значительно выше для листов после ЗПН+О не только по работе удара при температуре испытаний минус 60 °С (на ~ 50-80 Дж по средним значениям), но и по значениям критических температур T<sub>кб</sub> (0°С после З+О и -72...-83°С после ЗПН+О) и NDT (после ЗПН+О на -20°С ниже, чем после традиционной З+О), полученным на крупногабаритных образцах, Таблица 3.6.

Как показали проведенные исследования, характеристики хладостойкости и трещиностойкости листового проката из экономнолегированных судостроительных сталей определяются в первую очередь не размером БАЗ, а особенностями внутреннего (субзеренного) строения в структурных составляющих (в рейках РБ и речного мартенсита (РМ), кристаллитах ГБ, областях высокотемпературного мартенсита (ВМ)), размером структурных элементов при

заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$ , а также морфологией и распределением карбидных частиц. Данные структурные особенности существенно отличаются при использовании различных технологий – ЗПН+О или З+О, как и получаемый уровень хладостойкости.

Таблица 3.6 – Характеристики хладостойкости и трещиностойкости листового проката из экономнолегированных сталей, изготовленного по технологиям З+О и ЗПН+О

| № состава | Уровень прочности | Толщина листа, мм | Технология производства | KV <sup>60</sup> , Дж |                       | KVA <sup>60</sup> , Дж |                       | T <sub>кв</sub> , °C | NDT, °C | CTOD <sup>40</sup> , мм |
|-----------|-------------------|-------------------|-------------------------|-----------------------|-----------------------|------------------------|-----------------------|----------------------|---------|-------------------------|
|           |                   |                   |                         | П                     | С                     | П                      | С                     |                      |         |                         |
|           |                   |                   |                         | мин-макс/среднее      |                       |                        |                       |                      |         |                         |
| 5         | 550-620           | 35                | З+О                     | $\frac{158-185}{175}$ | -                     | -                      | -                     | 0                    | -50     | -                       |
|           |                   |                   | ЗПН+О                   | $\frac{206-245}{229}$ | -                     | -                      | -                     | -75                  | -70     | -                       |
| 6         | 690-750           | 20                | З+О                     | $\frac{217-243}{227}$ | -                     | -                      | -                     | 0                    | -85     | -                       |
|           |                   |                   | ЗПН+О                   | $\frac{292-324}{308}$ | -                     | -                      | -                     | -83                  | -105    | -                       |
|           |                   | 50                |                         | ЗПН+О                 | $\frac{205-226}{216}$ | $\frac{189-205}{198}$  | -                     | -                    | -72     | -95                     |
| 7         | 500               | 50                | З+О                     | $\frac{269-281}{275}$ | $\frac{240-307}{272}$ | $\frac{268-270}{269}$  | $\frac{263-281}{271}$ | -5                   | -65     | 0,80                    |
|           |                   |                   | ЗПН+О                   | $\frac{262-278}{272}$ | $\frac{178-238}{204}$ | $\frac{236-265}{253}$  | $\frac{218-282}{232}$ | -25                  | -65     | 0,76                    |

Примечание: П – поверхность, С – середина по толщине

### 3.2.1.1. Влияние способа закалки на морфологические особенности структуры

На Рисунке 3.18 представлена структура двух листовых прокатов уровней прочности 550-620 толщиной 35 мм из экономнолегированной стали состава № 5 (который отличается умеренным для высокопрочных хромникельмедьмолибденовых сталей содержанием хрома -  $\sim 0,70\%$  и суммарной массовой долей остальных основных легирующих элементов -  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo) -  $\sim 2,5\%$  при значении  $S_{экр} = 0,54\%$ ), изготовленных с использованием различных технологических способов закалки, в середине по их толщине.

В листовом прокате из стали данного состава после З+О сформирована бейнитно-мартенситная структура, Рисунок 3.18 а, размер БАЗ, в пределах которых сформированы пакеты РБ и РМ, составляет от 15 до 35 мкм. Основной структурной составляющей является РБ (около 50 %), состоящий из широких игольчатых  $\alpha$ -кристаллитов (реек длиной до 5 мкм и шириной до 2 мкм), Рисунок 3.18 б, г. На темнопольном изображении отчетливо видно, что рейки  $\alpha$ -фазы практически не поделены на фрагменты (их средний размер составляет 2 мкм), Рисунок 3.18 д. В структуре также присутствует до 25 % РМ, а также до 20 % ГБ, области которого разделены на фрагменты размером 1,5-3 мкм, Рисунок 3.18 е, ж, а также встречаются участки ферритно-карбидной смеси (до 5 %). По границам реек и фрагментов наблюдаются карбиды цементитного типа, легированные хромом и молибденом, частицы  $Me_6C$  размером от 50 до 400 нм в виде цепочек или сплошной сетки, Рисунок 3.18 з. Данные структурные особенности (отсутствие развитого субзеренного строения в РБ и ГБ и наличие крупных карбидных частиц, распределенных преимущественно по границам пакетов, реек и фрагментов)

не позволяют обеспечить низкие значения температур  $T_{к6}=0^{\circ}\text{C}$  и  $\text{NDT}=-50^{\circ}\text{C}$ , Таблица 3.6.

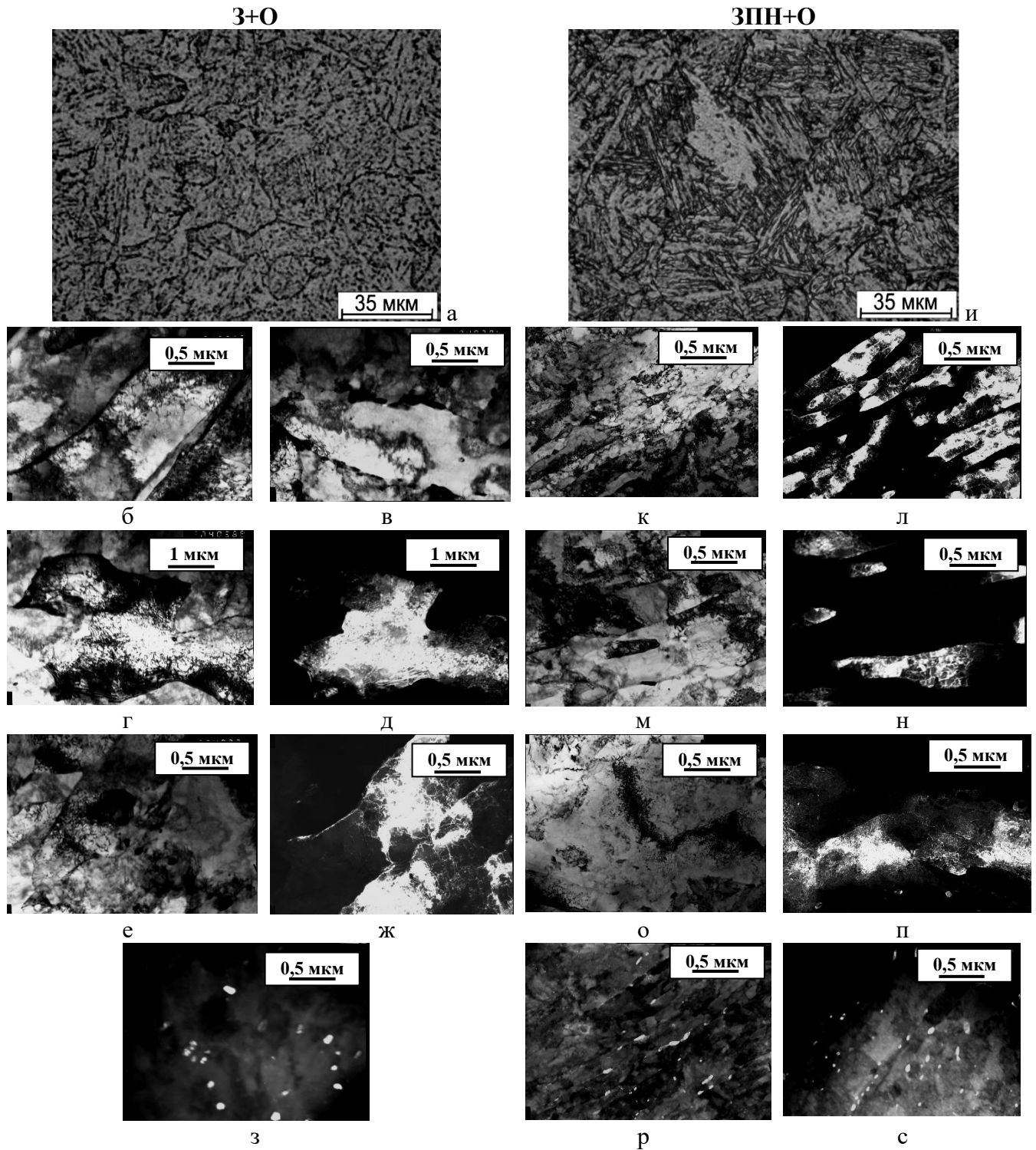


Рисунок 3.18 – Структура листового проката толщиной 35 мм из экономнолегированной стали состава № 5 (~ 0,7 % Cr, ~ 2,5 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) после 3+O (а-з) и 3PH+O (и-р) в середине по толщине: а, и - фотографии, полученные методом оптической металлографии; б-д, м, н – РБ; е, ж – ГБ, о, п – ферритно-карбидная смесь; з, р, с – карбидные частицы по границам фрагментов и рек; к, л – РМ (ПЭМ: б-г, е, к, м, о – светлопольные изображения; д, ж, з, л, н, п, р, с – темнопольные изображения)

После 3PH+O структура становится более грубоигольчатой, размер БАЗ достигает 50 мкм. В структуре существенно увеличивается доля мартенситной составляющей,

представленной преимущественно РМ с плотностью дислокаций  $1,4...1,8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , доля которого составляет до 50 %. Основным отличием от структуры листа после З+О является тот факт, что рейки в РМ поделены на мелкие субзерна размером 0,2-0,3 мкм, внутри которых равномерно распределены дисперсные карбиды размером 10-20 нм объемной плотностью  $5...6 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , Рисунок 3.18 к, л, что и обуславливает более высокий комплекс прочностных характеристик, Таблица 3.5. Кроме того, в структуре присутствует до 5 % ВМ с близкой к РМ плотностью дислокаций –  $1,2...1,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , области которого также фрагментированы на субзерна размером 0,8-1,5 мкм, внутри которых наблюдаются карбидные частицы размером 60-80 нм объемной плотностью  $0,8...1,2 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ .

Доля бейнитной составляющей, представленной как РБ (до 25 %), так и ГБ (до 20 %), плотность дислокаций в них близка и составляет  $1,1...1,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Рейки в РБ шириной до 0,8 мкм также разбиты на фрагменты (субзерна) размером до 0,5 мкм (после З+О их средний размер – 2 мкм), Рисунок 3.18 м, н. В ГБ размер субзерен несколько крупнее - 0,7...1,5 мкм (в то время как после З+О, зерна ГБ поделены на фрагменты размером 1,5-3 мкм). В структуре также наблюдаются отдельные области ферритно-карбидной смеси (Ф-К) – не более 5 % с плотностью дислокаций  $0,6...0,8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , в которых практически отсутствует реечный характер структуры (прошли начальные стадии рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе РБ), Рисунок 3.18 о. Эти участки также поделены на фрагменты размером 0,9-1,5 мкм за счет перераспределения дислокаций и выстраивания их в дислокационные стенки вследствие развития процесса полигонизации при высокотемпературном отпуске, Рисунок 3.18 п.

По границам реек и фрагментов в РМ и РБ, субзерен в ВМ и ГБ наблюдаются карбиды цементитного типа, легированные хромом и молибденом, частицы типа  $\text{Me}_6\text{C}$  размером от 30 до 150 нм, встречаются отдельные частицы размером до 200 нм, Рисунок 3.18 р, с.

Наличие развитого субзеренного строения в рейках  $\alpha$ -фазы РБ и РМ, областях ВМ и ГБ и отсутствие карбидных частиц размером более 200 нм способствует получению в листовом прокате после ЗПН+О более высоких значений работы удара при температуре испытаний минус 60°C (206...245 Дж после ЗПН против 158...185 Дж после З+О), снижению критических температур  $T_{к6}$  до минус 75 °С и NDT до минус 70 °С, Таблица 3.6.

Исследование поверхности излома образца от листа после ЗПН+О (после испытаний на определение температуры  $T_{к6}$ ) показало, что непосредственно под надрезом располагается зона, характеризующаяся вязким чашечным характером разрушения. В его центральной части наблюдается смешанный характер разрушения. Области квазихрупкого разрушения, представляющие собой мелкие фасетки и их фрагменты, сочетаются между собой участками с вязким характером разрушения, Рисунок 3.19 б. Характерным отличием строения данного излома является то, что фасетки не имеют больших размеров и состоят из отдельных фрагментов, что обусловлено большой протяженностью субграниц. Смена фронта распространения трещины при переходе от одного субзерна в другое приводит к ее торможению или ее значительному ветвлению (извилистой траектории ее распространения), что и способствует повышению энергоемкости разрушения и сопротивления хрупкому разрушению (в частности, обеспечению низких значений температуры  $T_{к6}=-75^\circ\text{C}$ ). Участки

вязкого разрушения состоят из ямок размером от 10 до 70 мкм, Рисунок 3.19 в.

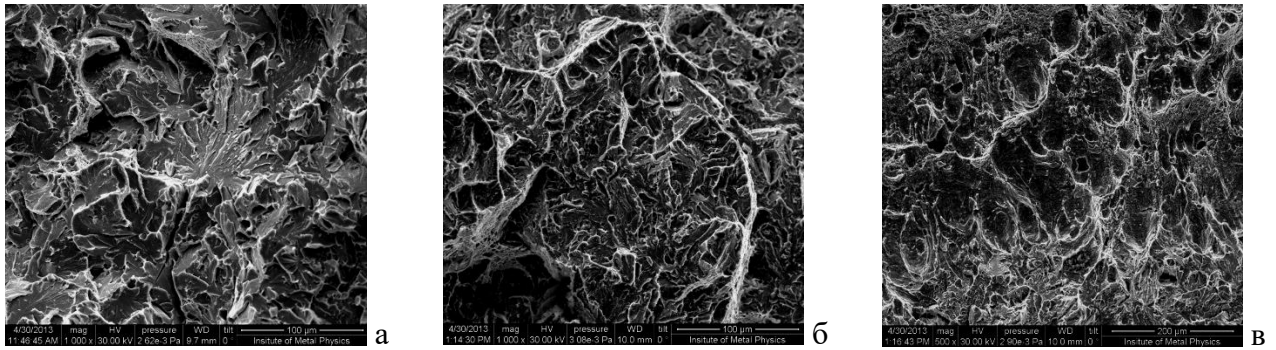


Рисунок 3.19 – Характер разрушения полнотолщинных образцов от листового проката толщиной 35 мм из экономнолегированной стали с  $C_{эК6}=0,54$  % после 3+O (а) и 3ПН+O (б, в) после испытаний на определение критической температуры  $T_{к6}$

Напротив, в образце после 3+O разрушение имеет хрупкий характер. В центральной части образца наблюдаются типичные участки хрупкого разрушения, состоящие из фасеток хрупкого скола с характерным ручьистым узором, Рисунок 3.19 а, а также вторичные трещины, распространяющиеся перпендикулярно поверхности излома, что не позволяет обеспечить низкие значения температуры  $T_{к6}=0^{\circ}\text{C}$ .

Аналогичная картина складывается при повышении суммарного содержания  $\Sigma(\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})$  до 3,0 % при сохранении содержания хрома -  $\sim 0,8$  % при  $C_{эКВ}=0,60$  % в стали состава № 6 уровней прочности 690-750, Таблица 3.4. По сравнению со сталью состава № 5 ( $\Sigma(\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo}) \sim 2,5$  %,  $C_{эКВ}=0,54$  %) как после 3+O, так и после 3ПН+O наблюдается увеличение доли мартенситной составляющей и повышение дисперсности структурных составляющих.

В листовом прокате толщиной 20 мм из стали данного состава после традиционной технологии 3+O формируется бейнитно-мартенситная структура, Рисунок 3.20 а, соотношение структурных составляющих в которой - до 45 % РБ + до 40 % РМ + до 15 % ГБ. Как и в менее легированной стали состава № 5 пакеты как в РБ, Рисунок 3.19 в, так и в РМ, Рисунок 3.20 б, состоят из длинных до 3,5 мкм, практически нефрагментированных реек, Рисунок 3.20 в, д. Размер фрагментов в ГБ составляет 1,7-3 мкм, внутри них наблюдаются карбиды типа  $\text{Me}_2\text{C}_6$  (как показала расшифровка электронограммы) размером 20-80 нм, рисунок 3.20 е. По границам реек, фрагментов, распределены многочисленные карбидные частицы типа  $\text{Me}_6\text{C}$  размером от 30 до 380 нм, Рисунок 3.20 д, ж, з; наблюдаются скопления крупных частиц карбидной фазы цементитного типа, легированной хромом и молибденом, и  $\text{Me}_2\text{C}_6$  по границам БАЗ размером 250-400 нм, Рисунок 3.20 и, что оказывает негативное влияние на сопротивление хрупкому разрушению.

После 3ПН+O в центральной части листа толщиной 20 мм формируется в основном дислокационный РМ (плотность дислокаций в котором составляет  $1,6...1,9 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ) в количестве до 75 %, Рисунок 3.21 а, б. Доля РБ составляет  $\sim 10$  %, плотность дислокаций в нем  $1,2-1,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Рейки в РМ поделены на субзерна размером 0,15-0,25 мкм, в РБ – на субзерна размером до 0,3-0,5 мкм, фрагменты  $\alpha$ -фазы имеют различную форму – от равноосной до



формы коротких реек, рисунок 3.21 в, е, на границах реек и фрагментов в РМ и РБ присутствуют карбидные частицы цементитного типа, легированные хромом и молибденом, и специального типа  $Me_6C$  размером от 30 до 150 нм, Рисунок 3.21 г, ж.

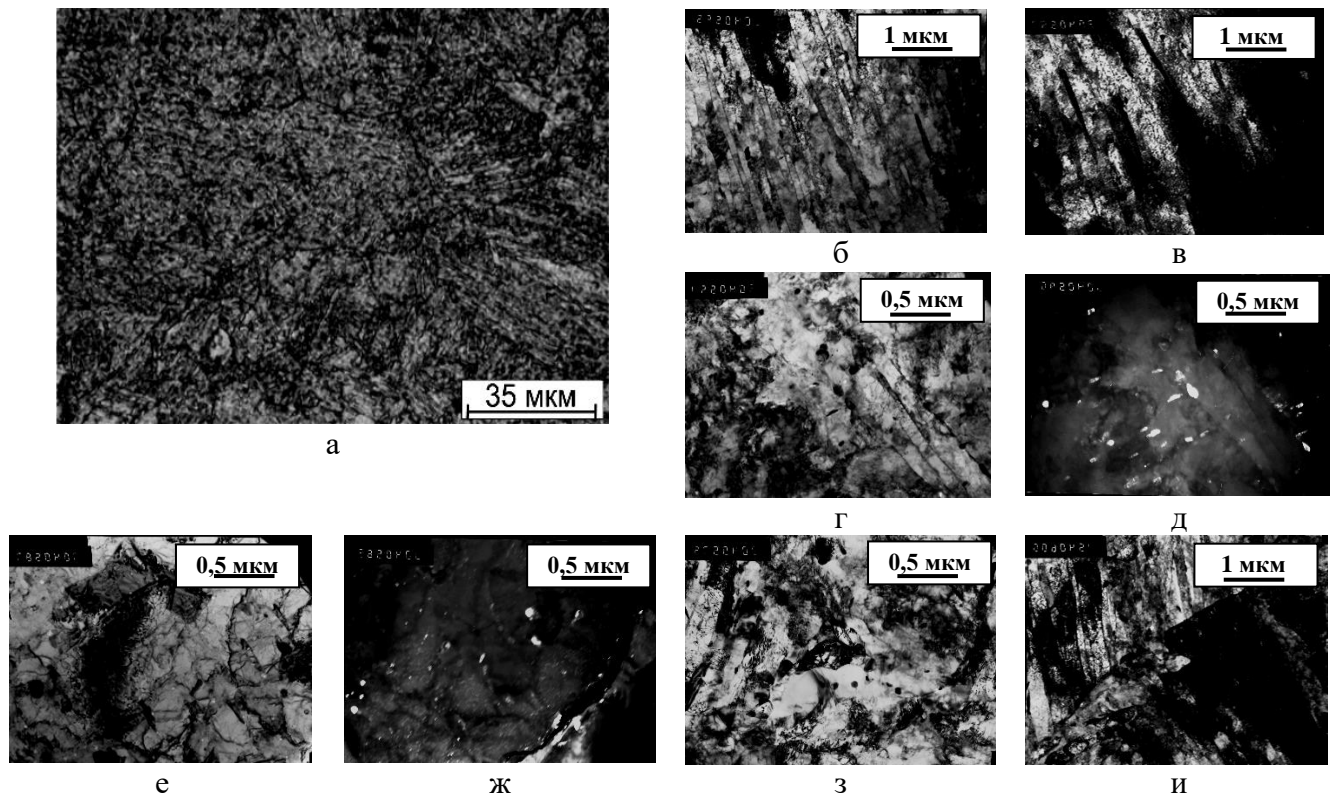


Рисунок 3.20 – Структура листового проката толщиной 20 мм из экономнолегированной стали состава № 6 ( $\sim 0,8\% Cr, \sim 3,0\% \Sigma (Ni+Cu+Mo)$ ) после 3+O в середине по толщине: а - фотография, полученная методом оптической металлографии; б, в – РМ; г, д – РБ с карбидными частицами по границам реек; е-з – ГБ, и – граница БАЗ с карбидными частицами (ПЭМ: б, г, е, з, и – светлопольные изображения; в, д, ж – темнопольные изображения)

В структуре центрального слоя листа толщиной 20 мм также содержится до 15 % структурных составляющих нереечного типа - фрагментированных областей:

- до 10 % ГБ (с плотностью дислокаций –  $1,1...1,3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , участками  $\alpha$ -фазы, разбитой на субзерна размером 0,3-1,0 мкм, внутри которых наблюдаются мелкодисперсные карбиды размером 30-50 нм объемной плотностью –  $1,2...1,4 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , а по их границам – более крупные частицы размером до 160 нм), Рисунок 3.21 з, и;

- до 5 % ВМ (с плотностью дислокаций –  $1,5...1,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и равномерно распределенной внутри субзерен размером 0,9-1,4 мкм карбидной фазой преимущественно игольчатой формы, ориентированной в трех различных направлениях; размер частиц составляет 50-70 нм, а их объемная плотность –  $1,4...1,6 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ ), Рисунок 3.21 д.

Использование технологии ЗПН по сравнению с 3+O должно приводить к значительным структурным изменениям при увеличении толщины листового проката. Однако, как показали исследования, при использовании прецизионных технологических приемов, подробно описанных в Главах 4 и 6 диссертационной работы, при увеличении толщины листов от 20 до 50 мм структура имеет близкие морфологические признаки.

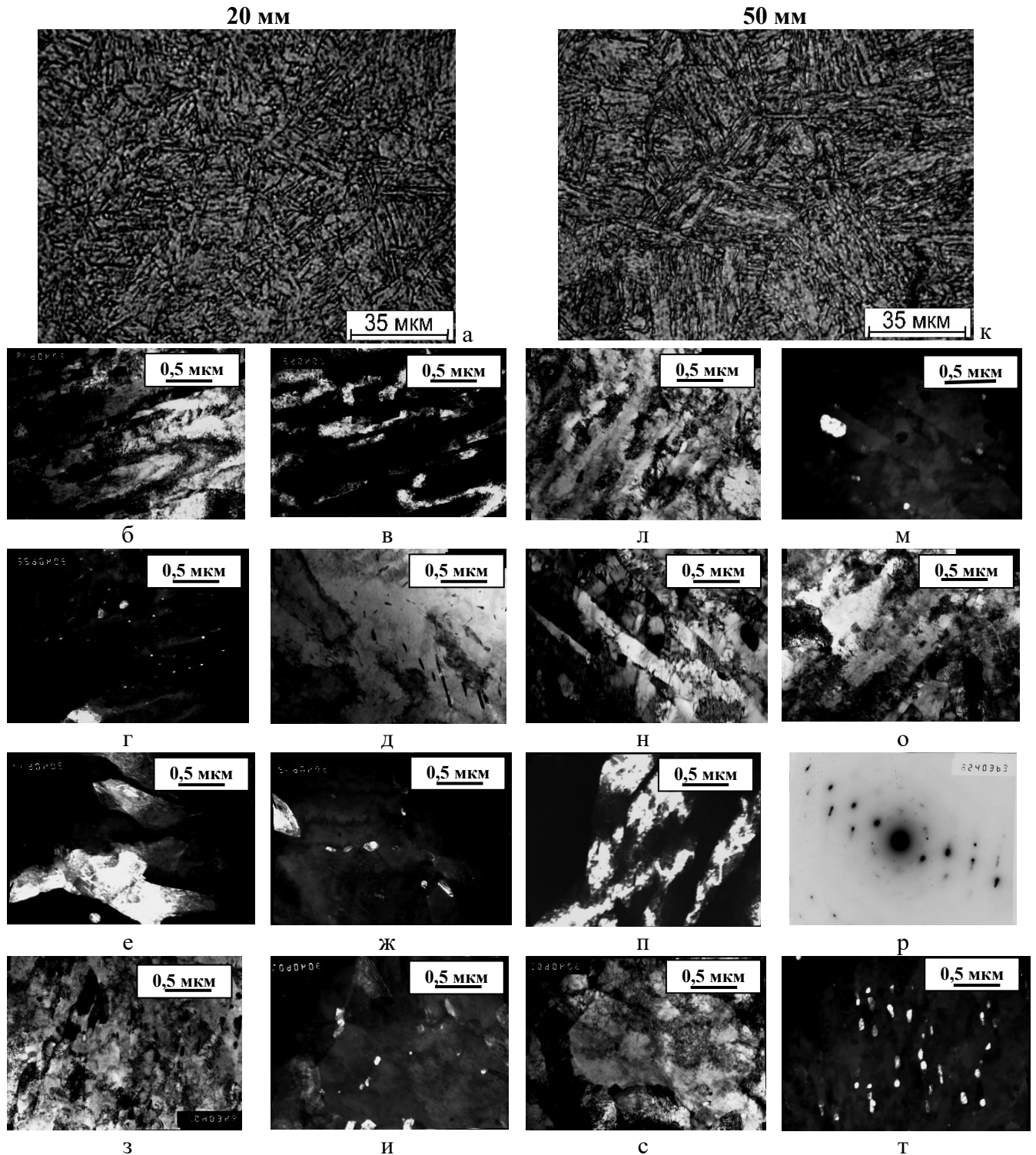


Рисунок 3.21 – Структура листового проката толщиной 20 (а-и) и 50 (к-т) мм из экономнолегированной стали состава № 6 ( $\sim 0,8\% \text{Cr}$ ,  $\sim 3,0\% \Sigma (\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})$ ) после ЗПН+О в середине по толщине: а, к - фотографии, полученные методом оптической металлографии; б, в, л – РМ; г, м, н – карбидные в РМ; д – ВМ; е, ж, о, п - РБ с карбидными частицами по границам реек; з, с – ГБ, и, т – карбиды по границам и внутри субзерен в ГБ, р – электронограмма с участка «о» (ПЭМ: б, д, з, л, н, о, с – светлопольные изображения; в, г, е, ж, и, м, п, т – темнопольные изображения)

На Рисунке 3.21 к-т представлена структура листового проката толщиной 50 мм в середине по его толщине, также представляющая собой бейнитно-мартенситную смесь (65 %

РМ+15 % РБ +15 % ГБ +5 % ВМ). Наблюдается рост размера БАЗ по сравнению с листом толщиной 20 мм с 25-30 до 30-50 мкм, связанный, вероятно, с более неравномерным протеканием рекристаллизационных процессов в центральной части толстых листов, и, как следствие, рост средних размеров пакетов РБ и РБ. При этом рейки внутри пакетов в РМ (шириной 0,2-0,3 мкм) и РБ (шириной до 1 мкм) также существенно фрагментированы – разбиты на субзерна размером до 0,3 мкм, рисунок 3.21 л, до 0,5 мкм - в РБ, Рисунок 3.21 о, п. О наличии значительной разориентации  $5-7^\circ$  на границах фрагментов  $\alpha$ -фазы свидетельствует азимутальное размытие  $\alpha$ -рефлексов на электронограмме, указывающее на напряженное состояние, связанное с высокой плотностью дефектов кристаллического строения, Рисунок 3.21 р. По границам и внутри субзерен в РМ равномерно распределена мелкодисперсная карбидная фаза размером от 40 до 130 нм, Рисунок 3.21 м, наблюдаются отдельные более крупные частицы карбидной фазы цементитного типа, легированной хромом и молибденом,  $Me_{23}C_6$  размером до 250 нм, Рисунок 3.21 н.

Размер субзерен в ГБ составляет 0,5-1,2 мкм, внутри них наблюдаются многочисленные мелкодисперсные частицы размером 20-50 нм объемной плотностью –  $1,6...1,9 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , по их границам – карбиды размером до 100 нм), Рисунок 3.21 с, т. Области ВМ разбиты на субзерна размером 1,1-1,5 мкм, внутри которых распределены частицы размером 40-80 нм объемной плотностью  $1,7...2,1 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , по границам фрагментов размер частиц не превосходит 180 нм.

Плотность дислокаций в структурных составляющих близка к листу толщиной 20 мм - в пределах  $1,5...2,0 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в РМ и ВМ,  $1,1...1,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в РБ и ГБ.

Обобщая полученные данные для экономнолегированных сталей с  $C_{эКВ}=0,54-0,60$  % с бейнитно-мартенситной структурой можно констатировать следующее:

1. Получение низких температур  $T_{к6}$  (до  $-72...-83$  °С) и высокой трещиностойкости по критерию СТOD (0,62...0,64 мм при температуре испытаний минус 60 °С) после ЗПН+О обусловлено двумя основными особенностями структуры в листовом прокате:

- наличием развитого субзеренного строения в рейках РМ и РБ (разбиение на субзерна размером до 0,3 мкм в РМ и до 0,5 мкм в РБ), ГБ, ВМ, Ф-К (субзерна размером не более 1,5 мкм), определяющего микромеханику распространения микротрещин - торможение или их значительное ветвление при переходе через границу субзерен (фрагментов), и, как следствие, повышение энергоемкости разрушения и сопротивления хрупкому разрушению;

- равномерным распределением карбидной фазы цементитного типа, легированной хромом и молибденом,  $Me_{23}C_6$  и специальных карбидов типа  $Me_6C$  размером не более 250 нм по границам фрагментов (субзерен) и реек вместо границ пакетов и БАЗ.

2. После З+О речечные составляющие не отличаются субзеренным строением, пакеты РМ и РБ состоят из широких реек длиной до 5 мкм, практически не разделенных на субзерна, на границах реек, пакетов и БАЗ (несмотря на то, что их размер не превышает 35 мкм, в то время как после ЗПН он значительно крупнее – до 50 мкм) наблюдаются многочисленные карбиды цементитного типа, легированные Cr и Mo,  $Me_{23}C_6$ ,  $Me_6C$  размером от 50 до 400 нм в виде цепочки или сплошной сетки. Эти особенности структуры не позволяют обеспечить низкие значения температуры  $T_{к6}=0$  °С.

### 3.2.1.2. Влияние способа заковки на однородность структуры по сечению листов

Известно [275], что использование прямой заковки (ЗПН) без фазовой перекристаллизации приводит к увеличению степени структурной неоднородности по сечению листового проката по сравнению с печной заковкой. Однако проведенные исследования на примере высокопрочной стали уровня прочности 500 «традиционного» химического состава № 7, содержащей ~1,1% Cr + 2,5 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo), показали, что данное утверждение справедливо только для оценки однородности структуры в части размера БАЗ и пакетов РБ и РМ. При этом даже при значительной разнотерности по размерам БАЗ (размер зерен аустенита варьируется от 15 до 60 мкм), Рисунок 3.22 в, г, для листового проката после ЗПН+О достигаются лучшие показатели сопротивления хрупкому разрушению. Так, для листового проката толщиной 50 мм после З+О, размер БАЗ в структуре которого не превышает 35 мкм, рисунок 3.22 а, б, значения  $T_{кб}$  находятся в пределах минус 5...минус 12 °С, в то время как после ЗПН+О значения критической температуры  $T_{кб}$  достигают минус 25...минус 55 °С, при близких значениях температуры NDT и параметра трещиностойкости  $CTOD^{-40...-50}$ .

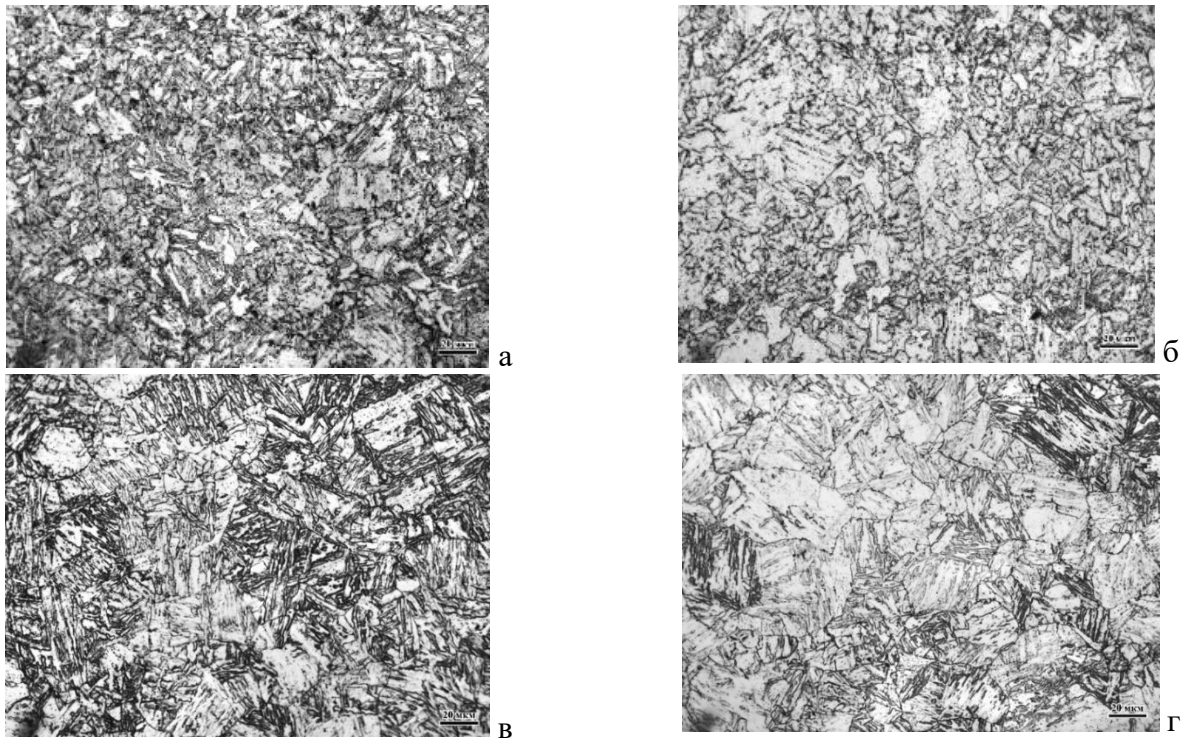


Рисунок 3.22 - Структура листового проката толщиной 50 мм из экономнолегированной стали состава № 7 (~ 1,1 % Cr, ~ 2,5 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) после З+О (а, б) и ЗПН+О (в, г) в поверхностных слоях (а, в) и середине по сечению (б, г) [280]

В Таблице 3.7 представлены сравнительные параметры структуры исследованных листов по толщине, определенные с помощью метода ПЭМ [280].

В листовом прокате после З+О речная составляющая представлена в основном РБ, доля которого варьируется от 50 % вблизи поверхности до 40 % и в центральном слое, Рисунок 3.22 а, б. Ширина рек в среднем составляет 0,8...1,0 мкм, плотность дислокаций в РБ -  $1,2...1,3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 3.23 д. До 5-10% в структуре занимает РМ с близкой плотностью дислокаций  $1,3...1,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и средней шириной рек 0,25...0,40 мкм по толщине листа,

Рисунок 3.23 а, г. На границах рек в РБ и РМ, практически не разделенных на фрагменты, расположены карбидные частицы цементитного типа, размер которых не превышает 170 и 185 нм в поверхностном слое и увеличивается до 220-300 нм в середине по толщине листа. Крупные карбиды размером до 220...250 нм наблюдаются также и по границам БАЗ, Рисунок 3.23 е, что недопустимо для обеспечения высоких показателей сопротивления хрупкому разрушению. Объемная доля ГБ с плотностью дислокаций  $1,2...1,6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в структуре листа по толщине составляет 15-25 %, средний размер субзерен в нем – 0,8...0,9 мкм, Рисунок 3.23 б.

25-30 % структуры представлена участками Ф-К, образовавшейся вследствие высокой температуры отпуска при развития рекристаллизационных процессов по механизму «in-situ» преимущественно в  $\alpha$ -фазе РБ, а также крупными зернами квазиполигонального феррита (наблюдаемыми в центральном слое), не имеющими развитого субзеренного строения. Размер фрагментов в Ф-К превышает 3 мкм вблизи поверхности и 5 мкм – в середине по толщине листа. Внутри них равномерно распределены карбидные частицы размером 110-160 нм объемной плотностью  $0,4...0,5 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , Рисунок 3.23 в. Появление таких крупных фрагментов  $\alpha$ -фазы неизбежно снижает хладостойкость стали [280].

Таблица 3.7 – Параметры структуры по толщине листового проката толщиной 50 мм из исследованной экономнолегированной стали состава № 7 [280]

| Параметры структуры   | З+О   |            | ЗПН+О     |           |
|---|---|------------|-----------|-----------|
|   | П   | С          | П         | С         |
| <b>Реечный мартенсит (РМ)</b>   |   |            |           |           |
| Объемная доля, %  | <b>10</b>   | <b>5</b>   | <b>20</b> | <b>15</b> |
| Средняя ширина рек, мкм   | 0,25  | 0,40       | 0,20      | 0,30      |
| Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$                         | 1,5   | 1,3        | 1,5       | 1,8       |
| Карбиды на границах, нм, не более   | 185   | 220        | 200       | 160       |
| <b>Высокотемпературный мартенсит (ВМ)</b>                                     |   |            |           |           |
| Объемная доля, %  | -   | -          | <b>5</b>  | <b>5</b>  |
| Средний размер фрагментов, мкм  | -   | -          | 1,4       | 1,5       |
| Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$                         | -   | -          | 1,8       | 1,2       |
| Карбиды на границах, нм, не более   | -   | -          | -         | 200       |
| Частицы внутри фрагментов   | Размер, нм, не более                                | -          | 125       | 150       |
|   | Объемная плотность, $\times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ | -          | 1,5       | 0,3       |
| <b>Реечный бейнит (РБ)</b>  |   |            |           |           |
| Объемная доля, %  | <b>50</b>   | <b>40</b>  | <b>40</b> | <b>35</b> |
| Средняя ширина рек, мкм   | 0,8   | 1,0        | 0,6       | 0,8       |
| Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$                         | 1,3   | 1,2        | 1,1       | 0,9       |
| Карбиды на границах рек и фрагментов, нм, не более                            | 170   | 300        | 200       | 230       |
| <b>Гранулярный бейнит (ГБ)</b>  |   |            |           |           |
| Объемная доля, %  | <b>15</b>   | <b>25</b>  | <b>20</b> | <b>25</b> |
| Средний размер субзерен, мкм  | 0,8   | 0,9        | 0,4       | 0,5       |
| Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$                         | 1,2   | 1,6        | 1,7       | 1,2       |
| Карбиды на границах, нм, не более   | -   | -          | 180       | 190       |
| <b>Квазиполигональный феррит (КПФ) и ферритно-карбидная смесь (Ф-К)</b>       |   |            |           |           |
| Объемная доля, %  | <b>25</b>   | <b>30</b>  | <b>15</b> | <b>20</b> |
| Размер областей и фрагментов, мкм   | >3  | >5         | 1-5       | 0,6-5     |
| Плотность дислокаций в полигональной границе, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ | 1,8   | 1,0        | 1,1       | 1,3       |
| Карбиды на границах, нм, не более   | -   | -          | 200       | 140       |
| Частицы внутри фрагментов   | Размер, нм, не более                                | 110        | 170       | 180       |
|   | Объемная плотность, $\times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ | 0,5        | 0,4       | 0,1       |
| Карбиды на границах БАЗ, нм, не более   | <b>220</b>  | <b>250</b> | -         | -         |



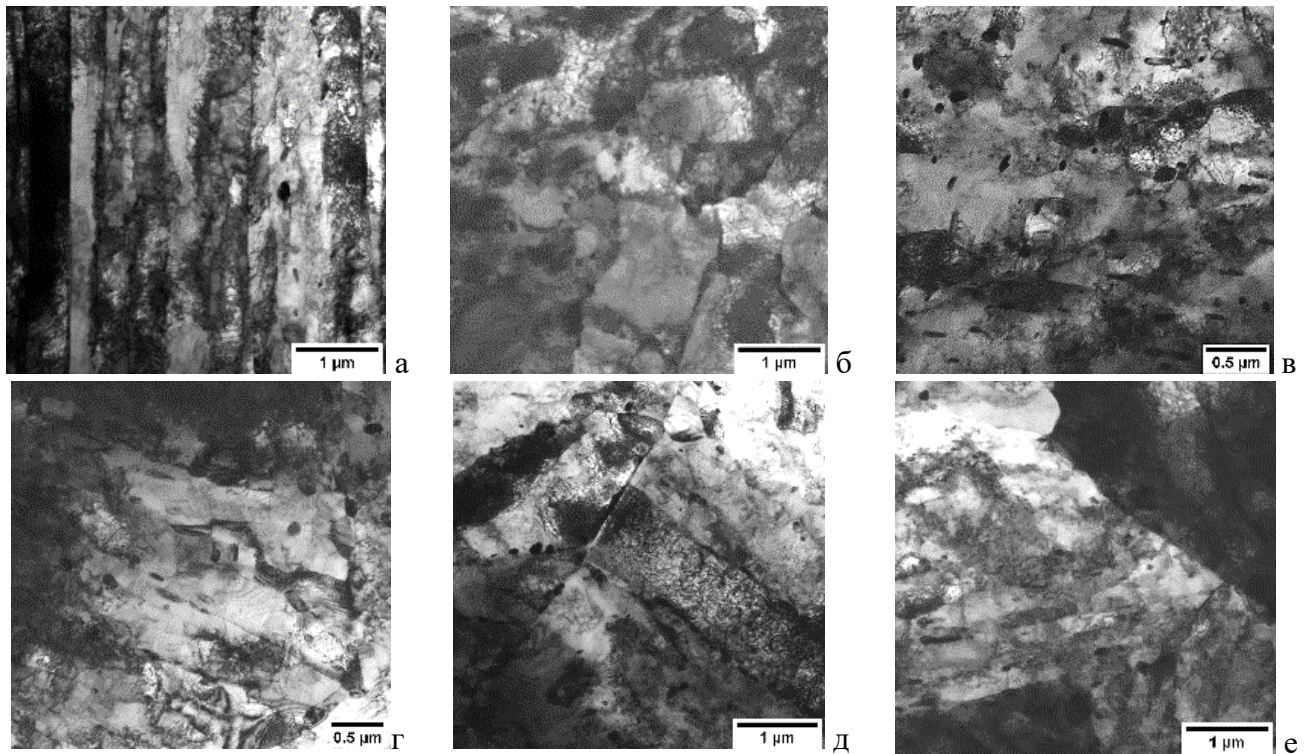


Рисунок 3.23 - Структура в поверхностных слоях (а-в) и в середине по сечению (г-е) листового проката толщиной 50 мм из экономнолегированной стали состава № 7 ( $\sim 1,1\% \text{Cr}$ ,  $\sim 2,5\% \Sigma(\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})$ ) после З+О: а, г – РМ; б – ГБ; в – Ф-К; д – РБ; е - граница БАЗ с карбидными включениям (ПЭМ, светлопольные изображения) [280]

После ЗПН бейнитно-мартенситная структура отличается более грубоигольчатым строением реечной составляющей, размер БАЗ варьируется от 20 до 60 мкм, Рисунок 3.22 в, г. Использование ЗПН обуславливает требование более высоких температур последующего отпуска ( $\sim$  на 40-50 °С по сравнению с традиционной З), вследствие чего, несмотря на более высокую плотность дислокаций в исходном состоянии, в отпущенном состоянии она выравнивается по сравнению с печной закалкой, обеспечивая повышенную прочность за счет увеличения доли мартенситной составляющей. РМ с плотностью дислокаций  $1,5 \dots 1,8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и средней шириной реек 0,20...0,30 мкм занимает 15-20 % структуры, Рисунок 3.24 а. Доля РБ уменьшается на 5 %, составляя 35-40 % по всему сечению листа, плотность дислокаций в нем  $0,9 \dots 1,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , а ширина реек 0,6-0,8 мкм [280], Рисунок 3.24 б, д.

В отличие от образца после З+О рейки в РМ и РБ имеют внутреннюю дислокационную субструктуру за счет полигонизации при отпуске, разбивающую их на фрагменты размером 0,15-0,25 мкм в РМ и не более 0,5 мкм в РБ. Еще одним отличием структуры образца после ЗПН+О является то, что размер карбидов по границам реек и фрагментов в них, как в РМ, так и в РБ, не превышает 230 мкм, Таблица 3.7.

В структуре также присутствует значительное (20-25 %) количество ГБ с сохранившейся высокой плотностью дислокаций -  $1,2 \dots 1,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  (вследствие его повышенной отпускостойчивости [275] по сравнению с реечными составляющими), кристаллиты которого поделены на более мелкие субзерна средним размером 0,4-0,5 мкм, рисунок 3.24 в, по сравнению с состоянием З+О (0,8-0,9 мкм). По их границам наблюдаются карбидные частицы,

размер которых не превышает 180...190 нм [280].

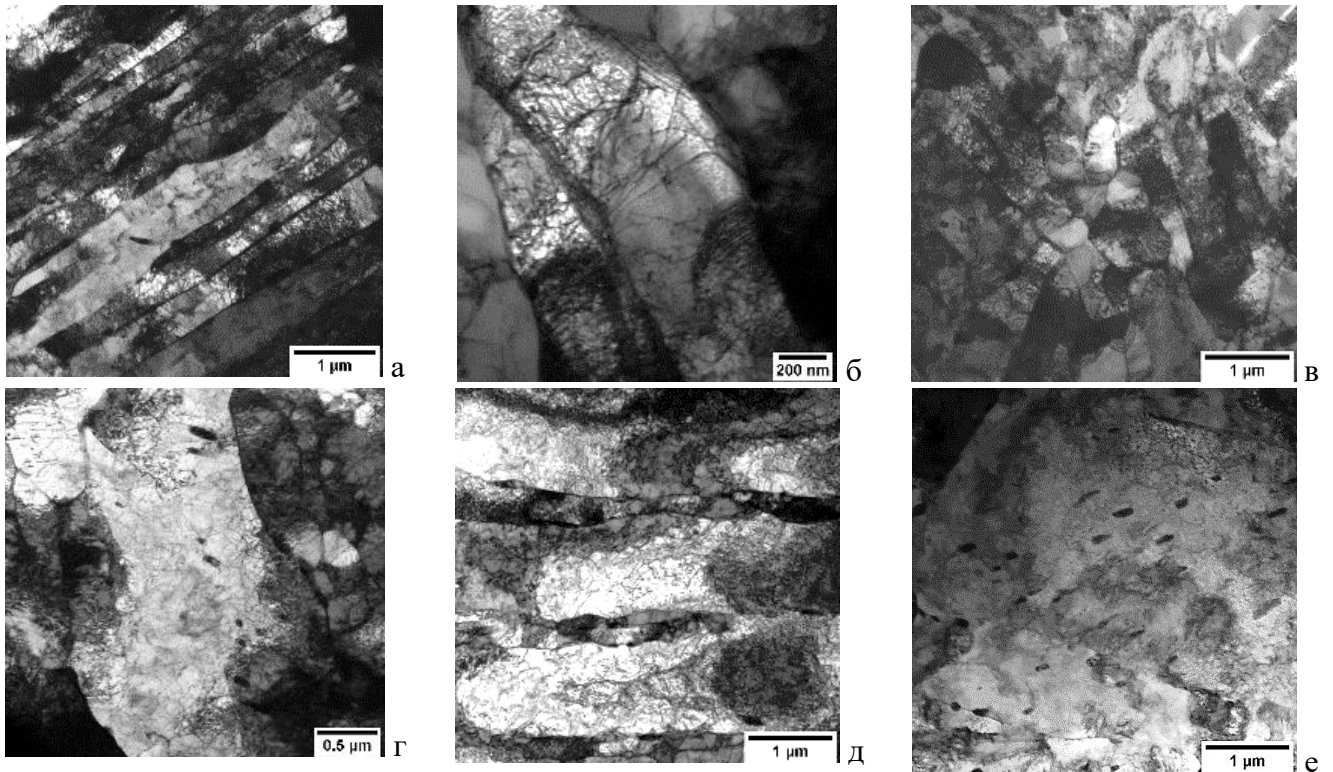


Рисунок 3.24 - Структура в поверхностных слоях (а-в) и в середине по сечению (г-е) листового проката толщиной 50 мм из экономнолегированной стали **состава № 7** (~ 1,1 % Cr, ~ 2,5 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) **после ЗПН+О**: а – РМ; б, д – РБ; в – ГБ; г – ВМ; е - Ф-К (ПЭМ, светлопольные изображения) [280]

Характерной морфологической особенностью структуры листа после ЗПН+О является наличие кроме пакетов дислокационного РМ небольшого количества мартенсита неречного типа – ВМ (~5%), Рисунок 3.24 г. Его области также разбиты на субзерна со средним размером 1,4-1,5 мкм, по границам которых выделились карбидные частицы размером до 200 нм, а внутри них равномерно распределены карбиды размером до 150 нм объемной плотностью  $0,3...1,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ .

Доля Ф-К смеси в образце после ЗПН+О ~ в 2 раза меньше по сравнению с образцом после З+О (15-20 % против 25-30 %), Рисунок 3.24 е, при этом размер фрагментов варьируется от 0,6 до 5 мкм. Данные области образуются в результате развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе РБ (размытие речного строения, выстраивание дислокаций в полигональные стенки с плотностью дислокаций в них  $1,1...1,3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и скопления, формирование дислокационной субзеренной структуры, выделение частиц цементитного типа размером не более 200 нм на границах фрагментов и порядка ~ 180 нм внутри них, снижение общей плотности дислокаций) [280].

Анализ результатов исследования структуры образцов, выполненного с помощью автоматизированного анализа дифракционных картин обратного рассеяния электронов (EBSD-анализа) показал следующее, Рисунок 3.25. Показано, что получение более низких значений температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{к6}$  в листовом прокате после ЗПН+О по сравнению с З+О во многом определяется формированием бейнитной или бейнитно-мартенситной

структуры, характеризующейся высокой однородностью по РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  (средний РСЭ составляют 6,7...6,9 мкм при отсутствии элементов структуры размером более 18 мкм по всему сечению листового проката), Рисунок 3.25 в, г. При этом повышение критической температуры  $T_{кб}$  в толстолистовом прокате из стали с высоким содержанием хрома после З+О может быть связано с неоднородностью по РСЭ, определенных при  $\theta_t=5^\circ$ , по сечению листового проката (средний РСЭ - 5,3...12,6 мкм, максимальный РСЭ – 17...30 мкм), Рисунок 3.25 ж, з; наличием карбидных частиц размером 220-250 нм по границам БАЗ; формированием значительного количества областей ферритно-карбидной (Ф-К) смеси размером более 5 мкм (в количестве вплоть до 30 %) [280].

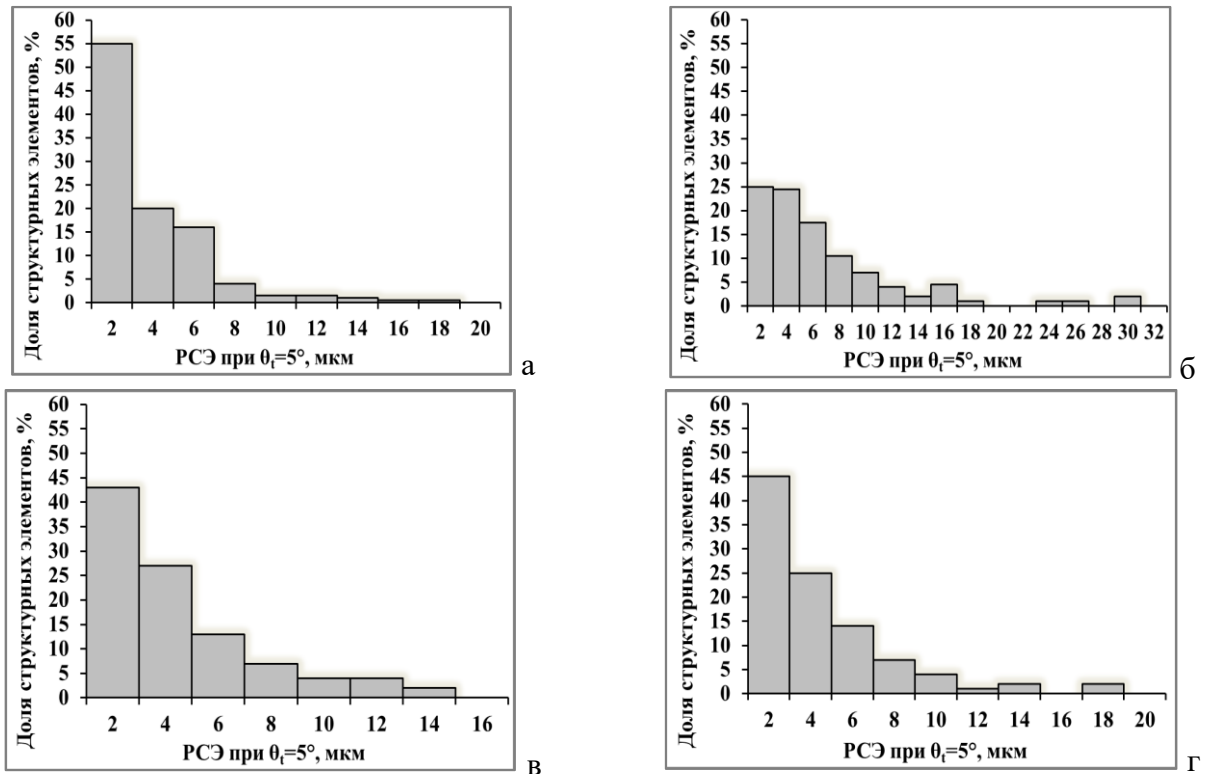


Рисунок 3.25 – Гистограммы распределения структурных элементов по размерам при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  для образцов от поверхности (а, в) и в середине по сечению (б, г) листовых прокатов из экономнолегированной стали, содержащей ~ 1,1 % Cr + 2,5 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo), толщиной 50 мм после З+О (а, б) и ЗПН+О (в, г) [280]

Обобщая полученные результаты для сталей с различным содержанием хрома, никеля, меди и молибдена, можно констатировать, что высокий уровень хладостойкости и трещиностойкости при низких температурах в листовом прокате после ЗПН+О обеспечивается за счет формирования квазиоднородной по всему сечению бейнитно-мартенситной структуры, характеризующейся [280]:

- однородностью структуры по РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  по всей толщине листового проката;
- наличием выраженной дислокационной субструктуры в рейках РМ и РБ (разбиение на субзерна («ячейки») размером 0,15-0,30 мкм в РМ и 0,3-0,5 мкм в РБ), ГБ, ВМ, Ф-К (элементы субструктуры размером не более 1,5 мкм);
- равномерным распределением карбидной фазы цементитного типа, легированной хромом и молибденом, специальных карбидов типа  $Me_{23}C_6$  и  $Me_6C$  размером не более 250 нм



по границам субструктурных элементов и рек (вместо границ пакетов и БАЗ) за счет увеличения мест зарождения частиц в условиях повышенной плотности дислокаций.

Повышение температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  в толстолистовом прокате после З+О, несмотря на однородность структуры по размерам БАЗ (15-35 мкм), связано со следующими особенностями структуры:

- неоднородностью по РСЭ, определенных при  $\theta_1=5^\circ$ , по сечению листового проката;
- отсутствие субзеренного («ячеистого») строения в достаточно широких (по сравнению с ЗПН+О) рейках РБ и РМ;
- распределением карбидных частиц размером от 300 нм и более по границам рек, пакетов и фрагментов при наличии карбидной фазы размером 220-400 нм также и по границам БАЗ;
- присутствие крупных зерен КПФ (в центральных слоях толстых листов вследствие снижения интенсивности охлаждения) или областей ферритно-карбидной смеси (в количестве вплоть до 35 %), образовавшейся в результате развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе РБ или РМ, характеризующихся отсутствием дислокационного субзеренного строения.

### 3.2.2. Влияние легирования на параметры структуры, механические свойства и характеристики работоспособности

**Влияние содержания хрома.** Данные исследования проводились для листового проката уровня прочности 500 толщиной 50 мм из экономнолегированных сталей составов №№ 7 и 8 с различным содержанием хрома (~ 1,1 и 0,4 %), изготовленного по технологии З+О, Таблица 3.4. На рисунке 3.26 представлены термокинетические диаграммы после охлаждения в диапазоне скоростей 0,05-100 °С/с для сталей данных химических составов [281].

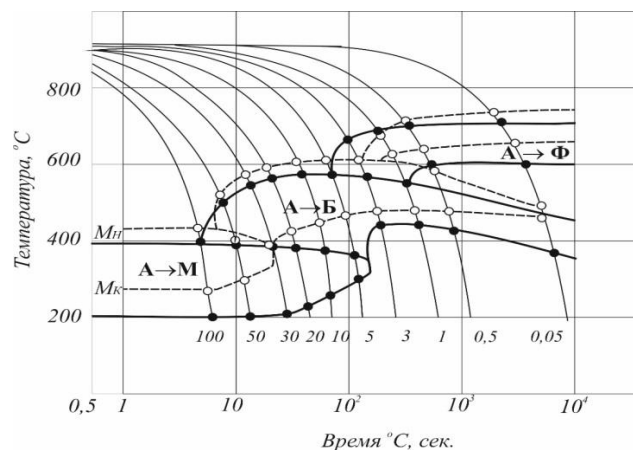


Рисунок 3.26 - Термокинетические диаграммы превращения аустенита хромоникельмедиомолибденовой стали: с 0,42%Cr (—) и 1,08%Cr (—)

При увеличении содержания хрома до ~ 1,1 % повышается устойчивость аустенита, область мартенситного превращения расширяется вправо, обуславливая формирование бейнитно-мартенситной структуры в широком диапазоне скоростей охлаждения (от 5 °С/с и выше). При этом при скоростях охлаждения менее 5 °С/с наблюдается ферритное превращение, что способствует появлению феррита в центральных слоях листов толщиной более 40 мм при

недостаточной интенсивности охлаждения при закалке. При снижении содержания хрома от ~1,1 до 0,4 % область мартенситного превращения сдвигается влево в сторону высоких скоростей охлаждения (30 °C/с и более), а ферритного превращения – вправо (менее 3 °C/с), приводя к формированию бейнитной структуры в широком диапазоне скоростей охлаждения, характерных для охлаждения толстолистового проката в различных точках по сечению. При этом повышение критических точек  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения на ~ 20-30 °C обуславливает формирование значительной доли ГБ наряду с РБ [281].

На Рисунках 3.22 и 3.27 представлена структура листового проката толщиной 50 мм из исследованных сталей составов № 7 и 8 соответственно. В Таблице 3.8 представлены стандартные механические свойства и характеристики работоспособности исследованных листов, в Таблице 3.9 – сравнительные параметры структуры, определенные с помощью ПЭМ и EBSD-анализа.

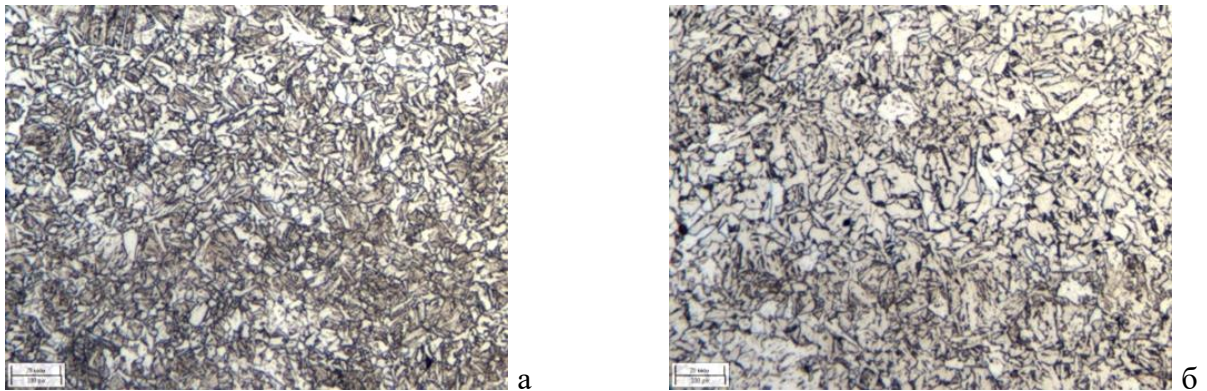


Рисунок 3.27 - Структура листового проката толщиной 50 мм из экономнолегированной стали состава № 8 (~ 0,4 % Cr, ~ 2,7 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) после 3+O в поверхностном слое (а) и середине по сечению (б) [281]

Таблица 3.8 – Механические свойства и характеристики работоспособности толстолистового проката из экономнолегированных сталей с различным содержанием хрома

| № состава                                    | R <sub>e</sub> , МПа | R <sub>m</sub> , МПа | A <sub>5</sub> , % | Z <sub>z</sub> , % | KV <sup>-60</sup> , Дж |  | T <sub>кб</sub> , °C | NDT, °C    | CTOD <sup>-40</sup> , мм |
|--|----------------------|----------------------|--------------------|--------------------|------------------------|--|----------------------|------------|--------------------------|
|  |                      |                      |                    |                    | П/С, мин-макс          |  |                      |            |                          |
| 7 (~ 1,1 % Cr)                               | 570                  | 630                  | 25                 | 78-81              | 269-281 / 240-307      |  | -5                   | -65        | 0,80                     |
| 8 (~ 0,4 % Cr)                               | 585                  | 670                  | 25                 | 76-78              | 247-276 / 225-265      |  | -25                  | -75        | 2,85                     |
| <b>Требования к стали с индексом «Arc40»</b> | <b>Не менее 500</b>  | <b>610-720</b>       | <b>Не менее 17</b> | <b>Не менее 35</b> | <b>Не менее 80</b>     |  | <b>-15</b>           | <b>-65</b> | <b>0,25</b>              |

Снижение содержания хрома с ~ 1,1 до ~ 0,4 % при близком суммарном содержании никеля, меди и молибдена (~ 2,5-2,7 %) способствует после печной закалки переходу от бейнитно-мартенситной к бейнитной структуре без наличия в центральных слоях крупных зерен свободного феррита по всей толщине листа, Рисунки 3.22 и 3.27. Следует отметить, что обеспечение в стали состава № 8 с пониженным содержанием хрома близкого уровня прочности (на уровне требований к стали с пределом текучести не менее 500 МПа) было достигнуто за счет применения более низкой температуры последующего отпуска (~ на 40-50°C), что позволило не допустить формирования крупных областей Ф-К смеси за счет развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе речной составляющей структуры [281], Таблица 3.9.

Таблица 3.9 – Сравнение параметров структуры по толщине листового проката из исследованных экономнолегированной сталей с различным содержанием хрома [281]

| Параметры структуры   | Состав 7 (~ 1,1 % Cr)                               |      | Состав 8 (~ 0,4 % Cr) |     |
|---|---|------|-----------------------|-----|
|   | П   | С    | П                     | С   |
| <b>Речный маргенсит (РМ)</b>  |   |      |                       |     |
| Объемная доля, %  | 10  | 5    | -                     | -   |
| Средняя ширина реек, мкм  | 0,25  | 0,40 | -                     | -   |
| Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$                         | 1,5   | 1,3  | -                     | -   |
| Карбиды на границах, нм   | 185   | 220  | -                     | -   |
| <b>Речный бейнит (РБ)</b>   |   |      |                       |     |
| Объемная доля, %  | 50  | 40   | 55                    | 40  |
| Средняя ширина реек, мкм  | 0,8   | 1,0  | 0,8                   | 1,9 |
| Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$                         | 1,3   | 1,2  | 3,0                   | 3,2 |
| Карбиды на границах реек, нм, не более  | 170   | 300  | 105                   | 205 |
| <b>Гранулярный бейнит (ГБ)</b>  |   |      |                       |     |
| Объемная доля, %  | 15  | 25   | 45                    | 60  |
| Средний размер субзерен, мкм  | 0,8   | 0,9  | 0,55                  | 1,3 |
| Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$                         | 1,2   | 1,6  | 2,5                   | 3,1 |
| Карбиды на границах, нм, не более   | -   | -    | 88                    | 200 |
| <b>Квазиполигональный феррит и ферритно-карбидная смесь (Ф-К)</b>             |   |      |                       |     |
| Объемная доля, %  | 25  | 30   | -                     | -   |
| Размер зерен и областей, мкм  | 3-20  | 5-22 | -                     | -   |
| Плотность дислокаций в полигональной границе, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ | 1,8   | 1,0  | -                     | -   |
| Карбиды на границах, нм, не более   | -   | -    | -                     | -   |
| Частицы внутри фрагментов   | Размер, нм, не более                                | 110  | 160                   | -   |
|   | Объемная плотность, $\times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ | 0,5  | 0,4                   | -   |
| Карбиды на границах БАЗ, нм, не более   | 220   | 250  | 170                   | 195 |
| Средний РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ , мкм                                      | 5,3   | 12,6 | 5,6                   | 5,8 |
| Максимальный РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ , мкм                                 | 17  | 30   | 12                    | 14  |

Структура листа из стали с пониженным содержанием хрома по всей его толщине представляет собой мелкодисперсную смесь бейнита речной и гранулярной морфологии в соотношении 55/45 % вблизи поверхности 40/60 % в центральных слоях. Средняя ширина реек в РБ и фрагментов в ГБ увеличивается по мере продвижения от поверхности к середине по толщине листа: от 0,8 до 1,9 мкм в РБ, Рисунок 3.28 а, г; от 0,55 до 1,3 в ГБ, Рисунок 3.28, б, д, что связано с уменьшением скорости охлаждения и экономичным содержанием хрома, существенно влияющим на прокаливаемость стали [281].

Плотность дислокаций в структурных составляющих высока, она составляет  $3,0 \dots 3,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в РБ и  $2,5 \dots 3,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в ГБ, превышая ~ в 2-2,5 раза полученные значения для образца с высоким содержанием хрома за счет применения отпуска при более низкой температуре, Таблица 3.9. По этой же причине наблюдается существенная фрагментация реек в РБ (на субзерна размером 0,4-0,5 мкм), Рисунок 3.28 г, обусловленная процессом полигонизации дислокаций в условиях их повышенной плотности при отсутствии развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе бейнита, что также позволило избежать существенного роста карбидных частиц [281].

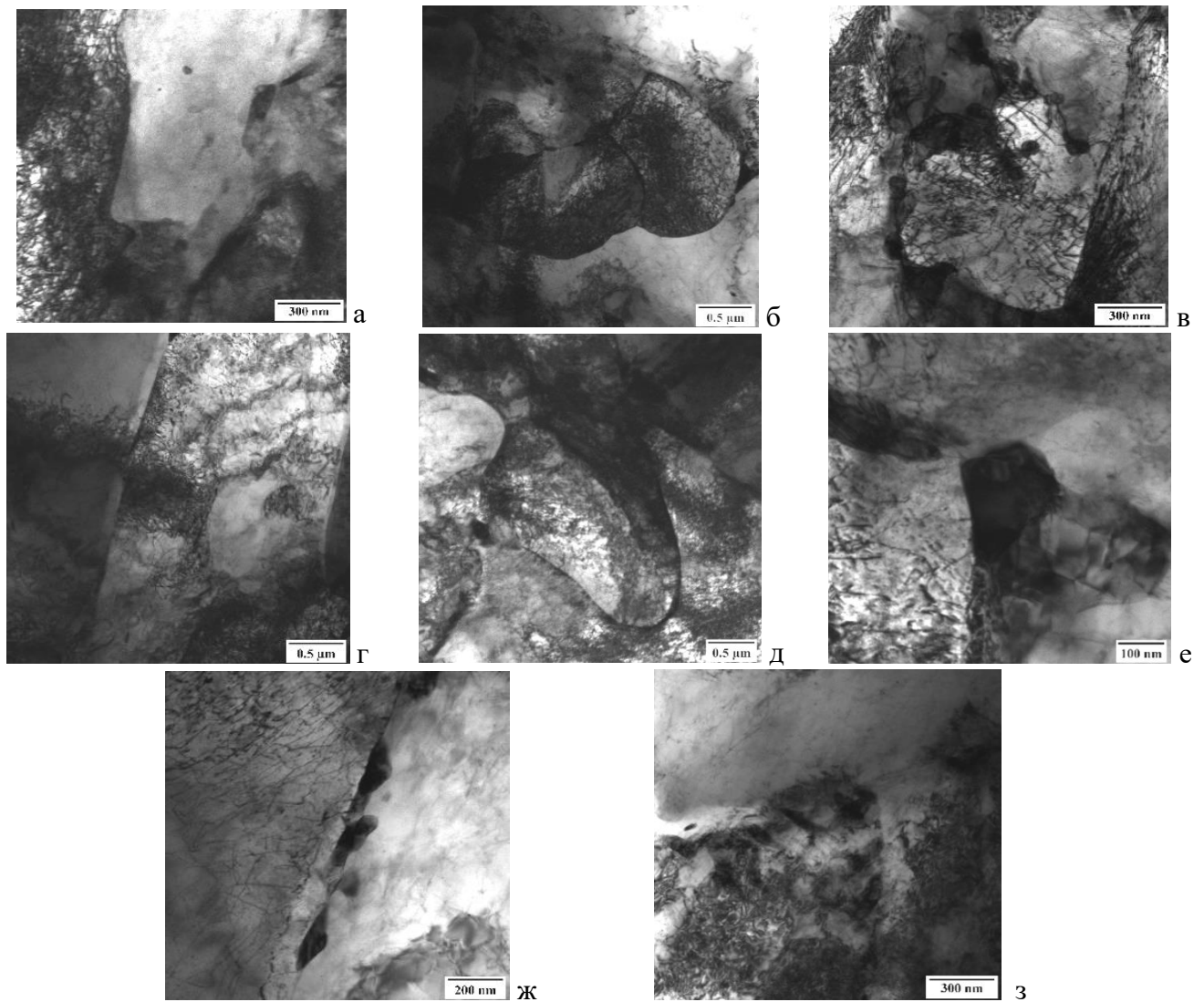
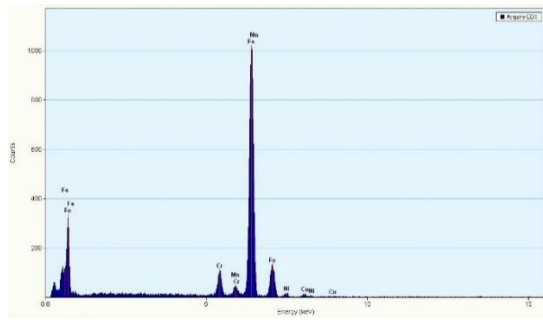


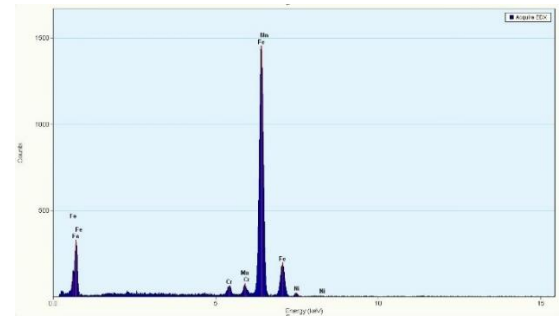
Рисунок 3.28 - Структура в поверхностных слоях (а-в) и в середине по сечению (г-з) листового проката толщиной 50 мм из экономнолегированной стали состава № 8 ( $\sim 0,4\% \text{Cr} + 2,7\% \Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$ ) после 3+O: а, г – РБ; б, д – ГБ; в, е, ж, з – карбидные частицы в ГБ (в, е), РБ (ж), по границам БАЗ (з) (ПЭМ, светлопольные изображения) [281]

Так, если в стали состава № 7 ( $\sim 1,1\% \text{Cr}$ ) карбидные частицы по границам реек и фрагментов составляют 30-185 нм вблизи поверхности и достигают 220-300 нм в центре листа, в стали состава № 8 ( $\sim 0,4\% \text{Cr}$ ) их размеры значительно меньше, не превышая 105 нм в поверхностном слое и 205 нм – в середине по толщине, Рисунок 3.28 в, е, ж. Максимальный размер карбидных частиц цементитного типа по границам БАЗ также отличается для 2-х сталей, составляя 220...250 нм для стали с повышенным содержанием хрома и 170...195 нм для стали, содержащей  $\sim 0,4\%$  хрома, Таблица 3.9, Рисунок 3.28 з.

Изменение содержания хрома оказывает существенное влияние не только на возможность управления размером частиц, но и на химический состав карбидной фазы: содержание Cr (7,52 против 2,71 %) и Mn (3,50 против 2,74 %) в частицах легированного цементита значительно выше в стали состава № 7 с содержанием хрома  $\sim 1,1\%$ , чем в стали состава № 8 с содержанием хрома  $\sim 0,4\%$  [281], Рисунок 3.29.



| Элементы, атм %   | Fe    | Cr   | Mn   | Ni   | Cu   |
|-------------------|-------|------|------|------|------|
| Fe <sub>3</sub> C | 88,04 | 7,52 | 3,50 | 0,78 | 0,16 |



| Элементы, атм %   | Fe    | Cr   | Mn   | Ni   | Cu |
|-------------------|-------|------|------|------|----|
| Fe <sub>3</sub> C | 93,38 | 2,71 | 2,74 | 1,17 | -  |

Рисунок 3.29 – Результаты спектрального EDX-анализа типичных карбидных выделений цементитного типа в структуре экономнолегированных сталей с различным содержанием хрома: а – состав № 7 (~1,1 %), б – состав № 8 (~0,4 %) [281]

Сравнительные исследования структуры, выполненные методом EBSD-анализа показали, что в отличие от листового проката из стали состава № 7 с высоким содержанием хрома, в котором наблюдается значительная неоднородность по РСЭ при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  по сечению (средний РСЭ - 5,3...12,6 мкм при максимальных значениях РСЭ ~ 17...30 мкм), в листе из стали состава № 8 РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  практически не изменяются по его толщине (средний РСЭ – 5,6...5,8 мкм при ограничении максимальных значений ~ 12...14 мкм), Рисунок 3.30.

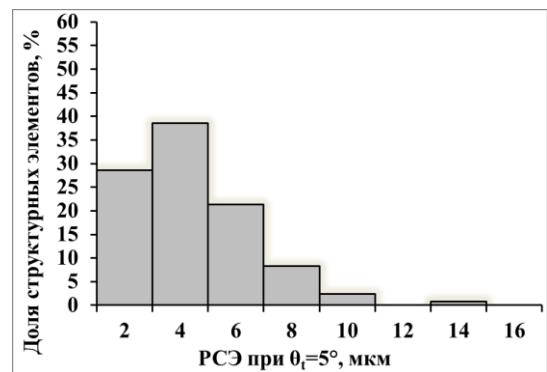
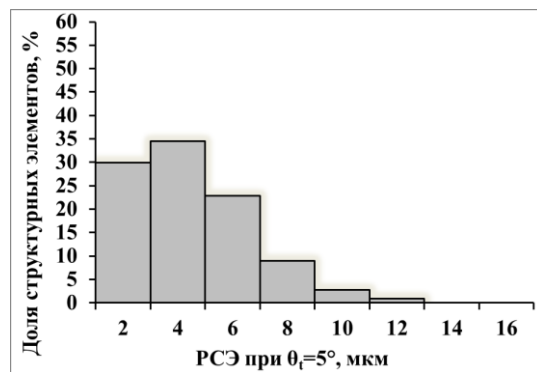


Рисунок 3.30 – Гистограммы распределения структурных элементов по размерам при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  для образцов от поверхности (а, в) и в середине по сечению (б, г) листовых прокатов из экономнолегированной стали, содержащей ~0,4 % Cr + 2,7 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo), толщиной 50 мм после 3+O [281]

Таким образом, изменение содержания хрома оказывает влияние на дисперсность, соотношение структурных составляющих, морфологические параметры структуры, размер структурных элементов и их однородность по сечению, химический состав карбидной фазы, а также позволяет управлять размерами карбидных выделений и их распределением на границах рек, фрагментов и БАЗ [281].

В стали с повышенным содержанием хрома (~1,1 %) при печной закалке формируется бейнитно-мартенситная структура ((5...10) % РМ + (40...50) % РБ + (15...25) % ГБ + (25...30) % (Ф+Ф-К)), требующая для достижения заданного уровня прочности 500 проведения последующего отпуска при более высокой температуре (~ на 40-50 °С), приводящего к

избыточному количеству крупных областей Ф-К смеси (до 30 %) за счет развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе РБ, росту карбидных частиц цементитного типа, легированных хромом и марганцем, по границам реек, фрагментов (до 220-300 нм) и БАЗ (до 220-250 нм). Средний и максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  вблизи поверхности и в середине по толщине листа существенно отличаются, варьируясь в пределах 5,3...12,3 и 20,9...30,3 мкм соответственно. Данные структурные особенности позволяют обеспечить требования к сталям с индексом не выше «Arc30» ( $T_{к6}=-5^\circ\text{C}$ ,  $NDT=-65^\circ\text{C}$ ,  $CTOD_{cp}=0,80\text{ мм}$ ).

Снижение содержания хрома с  $\sim 1,1$  до 0,4 % в экономнолегированной стали уровня прочности 500 позволяет обеспечить требования к характеристикам работоспособности, предъявляемым к сталям с индексом «Arc50» ( $T_{к6}=-25^\circ\text{C}$ ,  $NDT=-75^\circ\text{C}$ ,  $CTOD_{cp}^{-50}=2,85\text{ мм}$ ) за счет формирования мелкодисперсной бейнитной структуры (55...40 % РБ + 45...60 % ГБ) с близкими морфологическими признаками по всей толщине листового проката (средний РСЭ 9,1...9,6 мкм и 5,6...5,8 мкм при  $\theta_t=15^\circ$  и  $5^\circ$  соответственно, размер карбидных частиц по границам реек и фрагментов, а также БАЗ размером 15-25 мкм не превышает 205 нм). Уменьшение РСЭ и их однородность по толщине, связаны в первую очередь с формированием более дисперсных пакетов РБ с фрагментированными рейками, увеличения доли дисперсного ГБ, а также отсутствием крупных зерен феррита и областей ферритно-карбидной смеси размером до 22 мкм без значительной дислокационной субструктуры внутри них [281].

Таким образом, для обеспечения высокой хладостойкости и трещиностойкости, удовлетворяющих требованиям к сталям с индексов «Arc40»-«Arc50» при использовании технологии З+О целесообразно снижение содержания хрома ниже 1 % (в зависимости от уровня прочности) при содержании суммарного содержания никеля, меди и молибдена в пределах 2,5-2,7 %.

**Влияние суммарного содержания основных легирующих элементов (Cr, Ni, Cu и Mo).** Данные исследования проводились для сталей составов №№ 9, 5 и 6 с различным содержанием хрома ( $\sim 0,5$ , 0,7 и 0,8 %) и суммарного содержания никеля, меди и молибдена ( $\sim 2,0$ , 2,5 и 3,0 % соответственно), Таблица 3.4. В Таблице 3.10 представлены механические свойства и характеристики работоспособности исследованных листовых прокатов толщиной 35 мм (после З+О) и 20 мм (после ЗПН+О). На Рисунках 3.31-3.38 продемонстрирована структура исследованных листов в середине по толщине.

Таблица 3.10 – Механические свойства и характеристики хладостойкости листового проката из экономнолегированных сталей с различным содержанием Cr, Ni, Cu и Mo

| № состава | Легирующее                         | Толщина листа, мм | Технология производства | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $R_m$ , МПа | $A_5$ , % | KV <sup>-60</sup> , Дж, мин-макс | $T_{к6}$ , °C |
|-----------|------------------------------------|-------------------|-------------------------|----------------------|-------------|-----------|----------------------------------|---------------|
| 9         | 0,5 % Cr+2 % $\Sigma$ (Ni+Cu+Mo)   | 35                | З+О                     | 500                  | 600         | 26,5      | 286-300                          | -38           |
| 5         | 0,7 % Cr+2,5 % $\Sigma$ (Ni+Cu+Mo) |                   |                         | 635                  | 720         | 22,0      | 158-185                          | 0             |
| 6         | 0,8 % Cr+3 % $\Sigma$ (Ni+Cu+Mo)   |                   |                         | 700                  | 770         | 19,0      | 155-187                          | 0             |
| 9         | 0,5 % Cr+2 % $\Sigma$ (Ni+Cu+Mo)   | 20                | ЗПН+О                   | 625                  | 715         | 22,5      | 205-218                          | -30           |
| 5         | 0,7 % Cr+2,5 % $\Sigma$ (Ni+Cu+Mo) |                   |                         | 700                  | 780         | 21,0      | 211-231                          | -70           |
| 6         | 0,8 % Cr+3 % $\Sigma$ (Ni+Cu+Mo)   |                   |                         | 785                  | 840         | 20,5      | 292-324                          | -83           |

**Влияние легирования на структуру листового проката после З+О.** В целом после



традиционной технологии З+О увеличение содержания основных легирующих элементов приводит к увеличению доли РБ (от 25 до 50 %) при одновременном уменьшении количества ГБ (от 65 до 10 %), Рисунок 3.31 а, в. Появление РМ в количестве 25 % и увеличение доли бейнита реечного типа до 55 % в стали состава № 5 по сравнению с составом № 9, Рисунок 3.31 б, способствует значительному повышению прочностных характеристик – на 120-135 МПа при одновременном снижении пластичности на 4,5 %, Таблица 3.10. Дальнейшее повышение легирования приводит к увеличению доли РМ до 35 % и формированию бейнитно-мартенситной структуры, состоящей в основном из пакетов РМ и РБ, Рисунок 3.31 в, что и обуславливает наиболее высокие средние значения предела текучести и временного сопротивления (700 и 770 МПа соответственно) при наименьшей пластичности стали (на 3 % ниже, чем в стали состава № 5 и на 7,5 % по сравнению со сталью состава № 9).

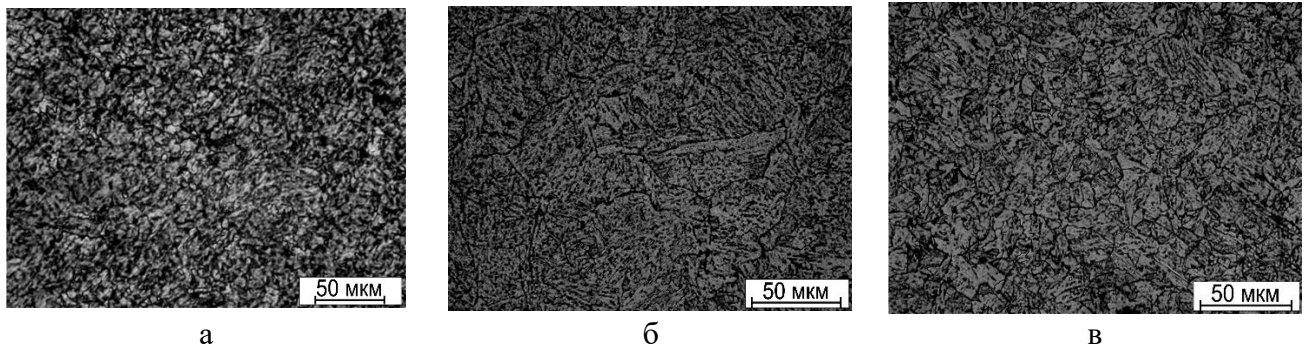


Рисунок 3.31 - Структура листового проката толщиной 35 мм (в середине по его сечению) из экономнолегированных сталей составов № 9 (~ 0,5 % Cr+ 2 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) - а, № 5 (~ 0,7 % Cr+ 2,5 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) - б и № 6 (~ 0,8 % Cr+3 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) - в после З+О

В листовом прокате из стали состава № 9, содержащей ~ 0,5 % Cr+2 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo), после З+О структура в основном представлена дисперсным ГБ (до 65 %) с размером фрагментов в нем 0,8-1,3 мкм, Рисунок 3.32 а, внутри и по границам которых равномерно распределены выделившиеся при отпуске карбиды цементитного типа, легированные хромом и молибденом, и частицы  $Me_6C$  размером 50-220 нм, Рисунок 3.32 б. Доля РБ с шириной реек 0,5-1 мкм (длина фрагментов в них - 0,7-1,5 мкм) не превышает 25 %. Кроме того, в структуре содержится до 10 % КПФ, который представляет собой фрагменты  $\alpha$ -фазы размером 1,2-1,5 мкм, внутри которых наблюдается мелкодисперсная (10-40 нм) карбидная фаза, Рисунок 3.32 в, являющейся, по-видимому, частицами NbC.

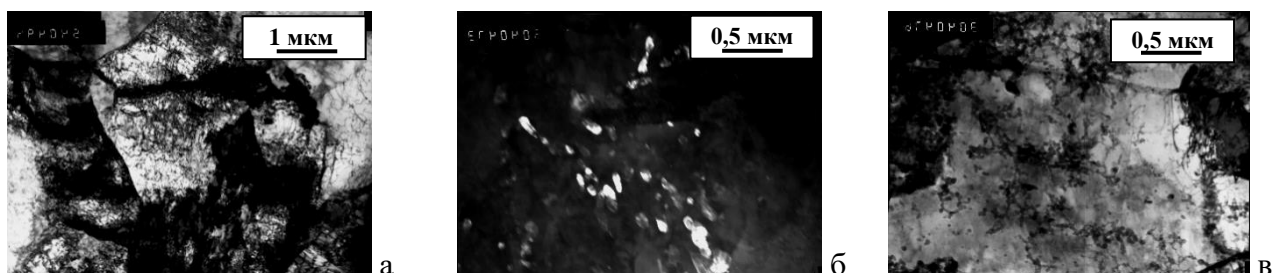


Рисунок 3.32 – Структура листового проката из стали состава № 9 (~ 0,5 % Cr+ 2 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) после З+О: а, б – ГБ и распределение карбидных частиц в нем; в - КПФ (ПЭМ: а, в – светлопольные изображения; б – темнопольное изображение)

Формирование после З+О дисперсной структуры, представленной преимущественно структурными составляющими гранулярного типа – ГБ и КПФ (на 75 %), при отсутствии крупных карбидных частиц позволили обеспечить высокий уровень работы удара при температуре испытаний минус 60 °С - 286...300 Дж и сопротивления хрупкому разрушению по критерию температуры  $T_{к6}=-38^{\circ}\text{C}$ , таблица 3.10.

Увеличение содержания хрома до ~ 0,7 % и суммарной массовой доли  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo) до ~ 2,5 % в стали состава № 5 привело к формированию преимущественно низкотемпературных продуктов превращения, представленных 50 % РМ и 25 % РМ, Рисунок 3.33 б. Пакеты РБ состоят из более длинных (до 5 мкм), широких (от 0,7 до 1,5 мкм) слабо фрагментированных реек (длина фрагментов достигает 2 мкм), границы которых контрастно очерчены за счет цепочек карбидов цементитного типа, легированных хромом и молибденом, и частиц типа  $\text{Me}_6\text{C}$  от мелких размером 50-80 нм до крупных вытянутых частиц длиной до 400 нм, рисунок 3.33 в-д. Внутри реек также наблюдаются карбидные частицы размером от 70 до 300 нм. Рейки в РМ - более тонкие (их ширина не более 0,3 мкм), однако они также имеют значительную протяженность (до 5 мкм), как и фрагменты в них – до 1,7 мкм, Рисунок 3.33 а, б. Доля ГБ уменьшается до 20 %, при этом размер фрагментов становится значительно крупнее - 1,5...3 мкм, Рисунок 3.33 е. КПФ в структуре уже не наблюдается, однако встречается до 5 % крупных областей Ф-К смеси размером до 30 мкм.

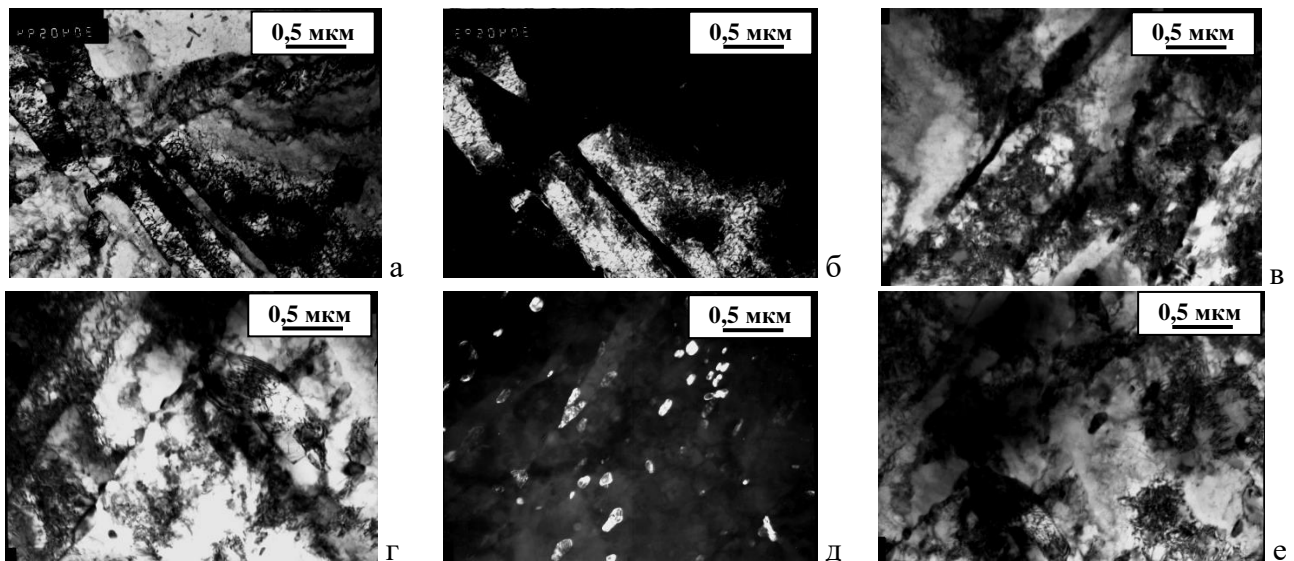


Рисунок 3.33 – Структура листового проката из стали состава № 5 (~ 0,7 % Cr+ 2,5 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) после З+О: а, б – РМ; в – РБ, г, д – распределение карбидных частиц в РБ; е – ГБ (ПЭМ: а, в, г, е – светлопольные изображения; б, д – темнопольные изображения)

Отсутствие разбиения реек на субзерна в речных составляющих, увеличение размера субзерен в ГБ и наличие крупных областей Ф-К смеси без выраженной субструктуры в совокупности с ростом карбидных частиц при увеличении легирования привело к значительному повышению температуры  $T_{к6}$  до 0 °С, а также снижению значений работы удара при температуре испытаний минус 60 °С практически в 2 раза – до 158...185 Дж, Таблица 3.10.

Дальнейшее увеличение суммарного содержания  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo) до ~ 3,0 % практически



без изменения содержания хрома в стали состава № 6 привело к формированию бейнитно-мартенситной структуры, состоящей из 50 % РБ+35 % РМ +10 % ГБ+5 % Ф-К. При этом существенного изменения морфологических особенностей «тонкого» строения структурных составляющих, а также карбидной фазы не происходит. По границам рек, фрагментов в РБ и РМ, Рисунок 3.34 а, а также вблизи и по границам БАЗ (также как и в стали состава № 5) наблюдаются выделения частиц цементитного типа, легированных хромом и молибденом, и карбидов типа  $Me_6C$  размером от 50 до 440 нм в виде сетки или скоплений, рисунок 3.34 б, в, что оказало отрицательное влияние на сопротивлении хрупким разрушениям ( $T_{к6} = 0\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

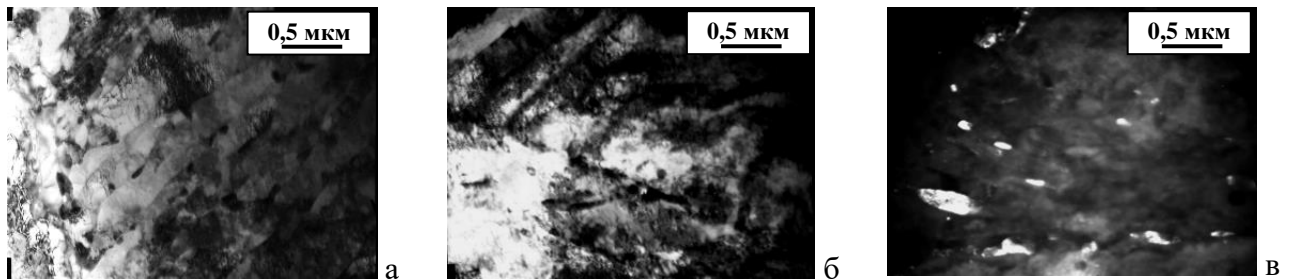


Рисунок 3.34 – Структура листового проката из стали состава № 6 ( $\sim 0,8\% \text{ Cr} + 3\% \Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$ ) после 3+O: а – РМ; б, в – распределение карбидных частиц по границам (ПЭМ: а, б – светлопольные изображения; в – темнопольное изображение)

Таким образом, общими особенностями формируемых структур после 3+O, вне зависимости от содержания Cr (в пределах  $\sim 0,50 \dots 0,8\%$ ) и суммарной доли (Ni+Cu+Mo) (в пределах 2-3 %) остается отсутствие выраженного фрагментированного строения структурных составляющих речного типа и формирование карбидной фазы в виде цепочек или сплошной сетки по границам рек и фрагментов, а также по границам БАЗ, что приводит к снижению сопротивления хрупкому разрушению стали, в частности, существенному повышению температуры  $T_{к6}$  по сравнению со сталью после ЗПН+O.

При этом вследствие отсутствия выраженного субзеренного строения в рейках РБ и РМ, а также увеличения размеров субзерен в ГБ, после 3+O сопротивление хрупким разрушениям определяется в первую очередь соотношением структурных составляющих и размером БАЗ.

В стали, содержащей  $\sim 0,5\% \text{ Cr} + 2\% \Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$ , после 3+O формирование преимущественно структурных составляющих гранулярного типа (на 75 %), обладающих высокой хладостойкостью и трещиностойкостью, и способствующих разбиению исходных границ аустенитных зерен при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Как следствие, наблюдается повышение однородности структуры по сечению листового проката и исключение хрупких скоплений карбидных выделений по границам БАЗ, что позволило обеспечить значение критической температуры  $T_{к6} = -38\text{ }^{\circ}\text{C}$ . При этом пониженное для толстолистовых высокопрочных судостроительных сталей содержание хрома (до  $\sim 0,4-0,5\%$ ) ограничивает формирование крупных карбидных частиц, в результате размер карбидной фазы не превышает 250 нм.

Повышение  $\Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$  до 2,5-3,0 % в сочетании с увеличением массовой доли хрома на  $\sim 0,20-0,3\%$  в стали после 3+O приводит к увеличению доли РБ и появлению РМ, росту карбидных частиц до 400-440 нм, сосредоточенных не только по границам рек и фрагментов,

но и их распределению по границам БАЗ, что существенно охрупчивает материал, повышая температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  до  $0^{\circ}$ .

Таким образом, установлено, что в случае использования традиционной технологии заковки с печного нагрева при необходимости обеспечить требования к «Агс»-сталям с температурой эксплуатации до минус 40...минус 50 °С целесообразно ограничение содержания хрома в узких пределах 0,4-0,5 % и суммарной массовой доли  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo) - до 2,5...2,7 %. Следует отметить, что данные корректировки химического состава позволяют получить уровень прочностных характеристик для сталей с пределом текучести 500-620 МПа. Для получения более высокого уровня прочности (690, 750) в сочетании с гарантированными характеристиками работоспособности при низких температурах рационально применение технологии ЗПН+О.

**Влияние легирования на структуру листового проката после ЗПН+О.** После ЗПН+О увеличение содержания основных легирующих элементов приводит к переходу от бейнитной, Рисунок 3.35 а, к бейнитно-мартенситной структуре с более значительным по сравнению с З+О увеличением доли мартенситной составляющей, Рисунок 3.35 б, в, что обуславливает повышение прочностных характеристик (значений предела текучести – на 75-85 МПа, временного сопротивления – на 60-65 МПа на каждые 0,5 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) без значительного снижения пластичности (в пределах 0,5-1,5 %), Таблица 3.10.

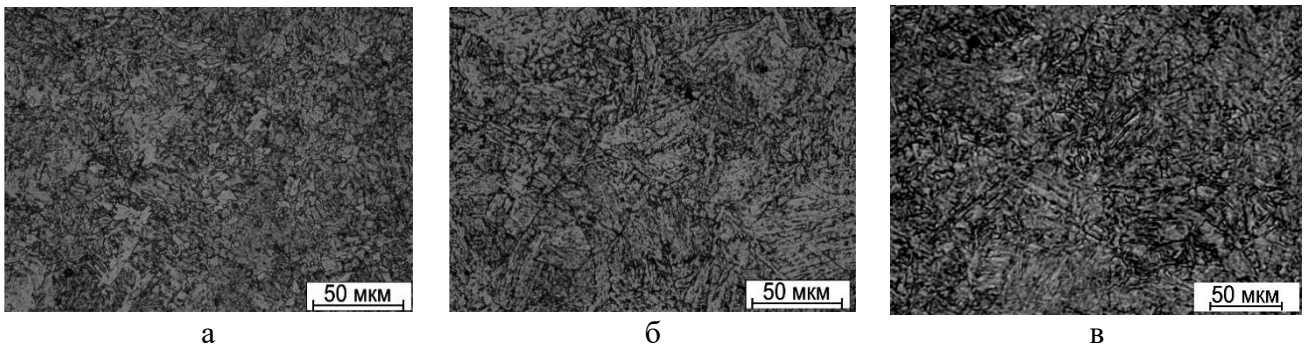


Рисунок 3.35 - Структура листового проката толщиной 20 мм (в середине по его сечению) из экономнолегированных сталей составов № 9 (~ 0,5 % Cr+ 2 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) - а, № 5 (~ 0,7 % Cr+ 2,5 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) - б и № 6 (~ 0,8 % Cr+ 3 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) - в после ЗПН+О

В листовом прокате из стали состава № 9, содержащей ~ 0,5 % Cr+2 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo), после ЗПН+О структура представлена бейнитом гранулярной (до 45 %) и реечной (~ 55 %) морфологии, Рисунок 3.36 а. Размер субзерен в рейках РБ (шириной 0,3-0,8 мкм) составляет ~ 0,4-0,5 мкм, Рисунок 3.36 а-в. На субграницах и границах реек  $\alpha$ -фазы наблюдаются многочисленные мелкие карбидные частицы размером 50-120 нм, Рисунок 3.36 г, которые, судя по проведенному микрофракционному анализу с расшифровкой электронограмм, являются преимущественно карбидами цементитного типа, легированными хромом и молибденом, а также обнаружены частицы  $Me_6C$ ,  $Me_{23}C_6$ , на границах отдельных реек и фрагментов встречаются более крупные карбиды размером до 250 нм, Рисунок 3.36 д. Зерна ГБ разделены на фрагменты размером 0,4-1,3 мкм, на их границах присутствуют выделившиеся при отпуске частицы легированного цементита размером 100-250 нм, Рисунок 3.36 е.

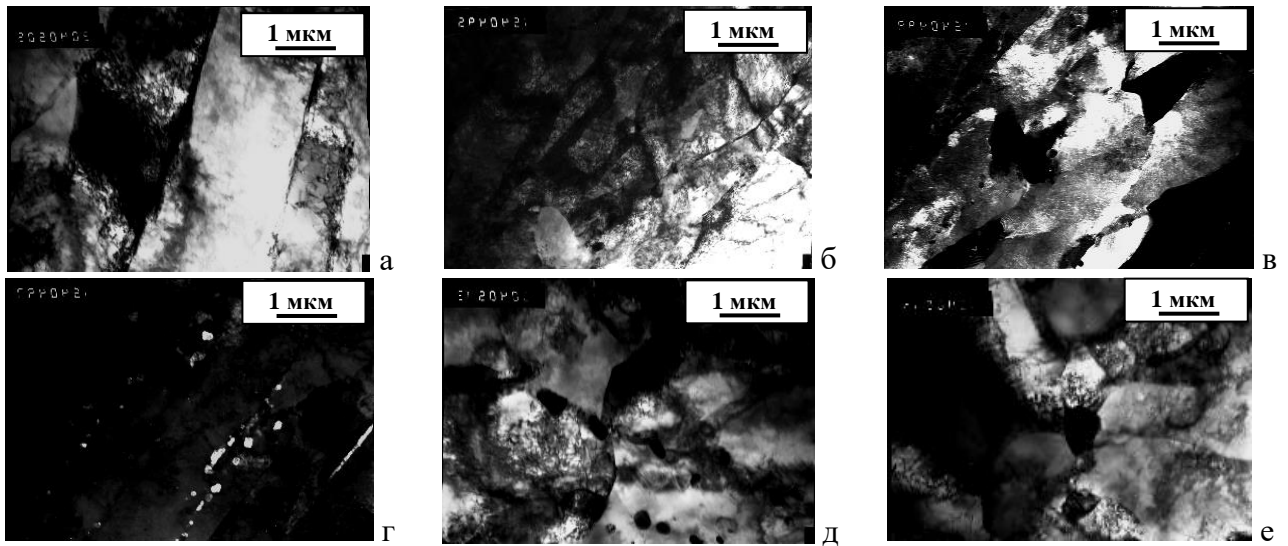


Рисунок 3.36 – Структура листового проката из стали состава № 9 ( $\sim 0,5\% \text{Cr} + 2\% \Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$ ) после ЗПН+О: а-в – РБ; г – распределение карбидных частиц в РБ; д – РБ+ГБ, е – ГБ (ПЭМ: а, б, д, е – светлопольные изображения; в, г – темнопольные изображения)

Увеличение содержания хрома до  $\sim 0,7\%$  и суммарной массовой доли  $\Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$  до  $\sim 2,5\%$  в стали состава № 5 привело к формированию более неоднородной бейнитно-мартенситной структуры по размерам БАЗ (25-50 мкм), содержащей 60 % РМ+25 % РБ+15 % ГБ, Рисунок 3.37 б. Это поспособствовало образованию более крупных пакетов в речных составляющих, однако отдельные рейки и фрагменты в них более дисперсны по сравнению с менее легированной сталью состава № 9. Рейки РМ шириной 0,15-0,30 мкм, Рисунок 3.37 а, разделены на субзерна со средним размером 0,25 мкм, рейки РБ шириной 0,4-0,5 мкм – на субзерна размером не более 0,5 мкм, рисунок 3.37 б, в.

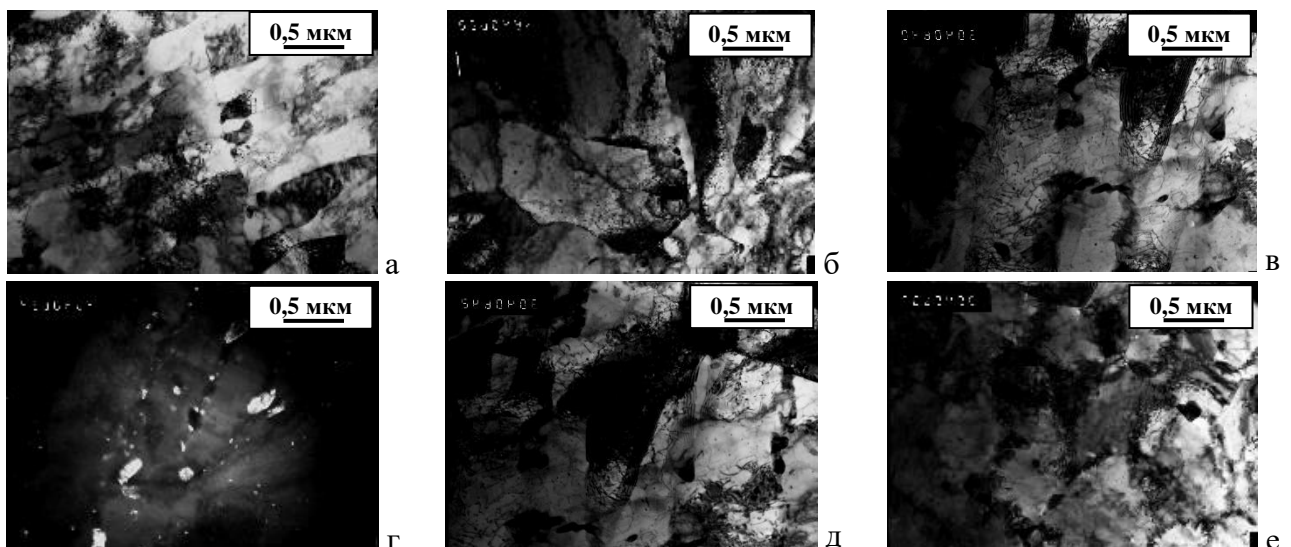


Рисунок 3.37 – Структура листового проката из стали состава № 5 ( $\sim 0,7\% \text{Cr} + 2,5\% \Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$ ) после ЗПН+О: а – РМ; б, в – РБ; г-е – распределение карбидных частиц в РМ (г, д) и ГБ (е) (ПЭМ: а-в, д, е – светлопольные изображения; г – темнопольное изображение)

На границах реек в РБ и РМ, субграницах, а также внутри реек равномерно

распределены карбидные частицы цементитного типа, легированные хромом и молибденом, карбиды типа  $Me_6C$ ,  $Me_{23}C_6$  размером 30-200 нм, внутри субзерен обнаружены мелкодисперсные частицы размером 10-30 нм, декорирующие дислокации, являющиеся, вероятно,  $NbC$ , Рисунок 3.37 г, д. Фрагменты в ГБ варьируются от 0,5 до 1,0 мкм, на границах и внутри них наблюдаются частицы размером 50-180 нм, Рисунок 3.37 е.

Дальнейшее увеличение суммарного содержания  $\Sigma$  ( $Ni+Cu+Mo$ ) до  $\sim 3,0$  % при близкой массовой доле хрома ( $\sim 0,8$  %) в стали состава № 6 привело к повышению количества мартенситной составляющей до  $\sim 80$  % (75 % РМ+5 % ВМ), Рисунок 3.38 в. Узкие рейки (шириной 0,15-0,25 мкм) в РМ поделены на фрагменты со средним размером 0,20 мкм, Рисунок 3.38 а, б, области в ВМ – на субзерна размером не более 1,5 мкм.

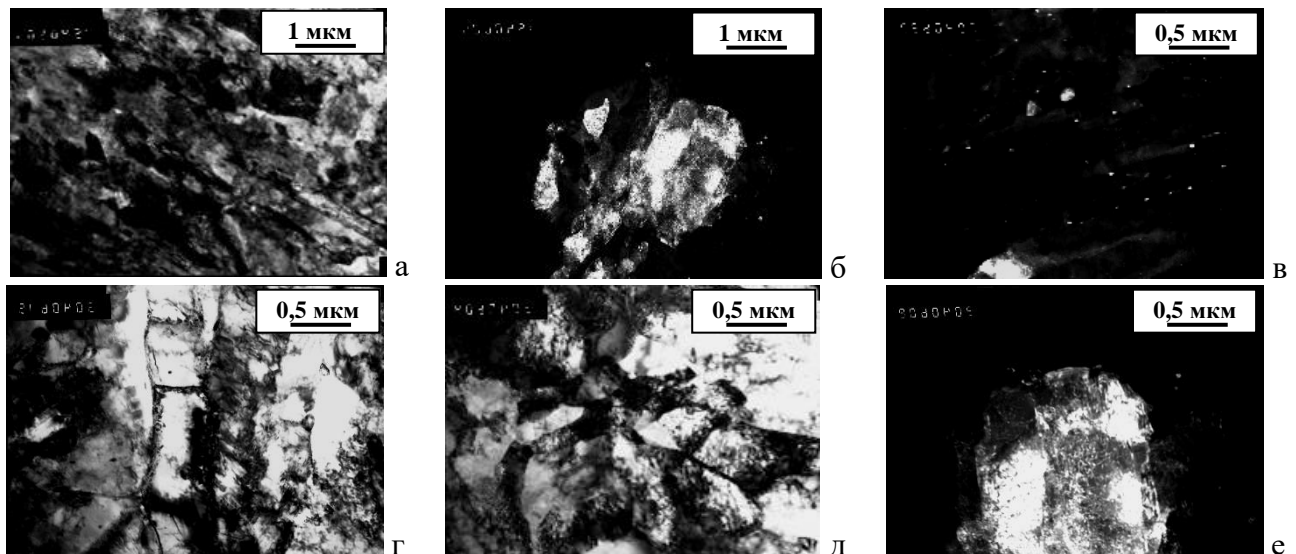


Рисунок 3.38 – Структура листового проката из стали **состава № 6** ( $\sim 0,75$  % Cr,  $\sim 3$  %  $\Sigma$  ( $Ni+Cu+Mo$ )) после ЗПН+О: а, б – РМ; в – распределение карбидных частиц в РМ; г - РБ; д – РБ+ГБ, е - ГБ (ПЭМ: а, г, д – светлопольные изображения; б, в, е – темнопольные изображения)

Бейнитная составляющая представлена в равном соотношении бейнитом как речной, так и гранулярной морфологии (по 10 % каждого типа),  $\alpha$ -кристаллиты которого также существенно фрагментированы (в РБ размер субзерен – 0,3-0,5 мкм, в ГБ – 0,3-1,0 мкм), рисунок 3.38 г-е. По границам реек и фрагментов в РМ и РБ, субзерен в ВМ и ГБ наблюдаются карбиды цементитного типа, легированные хромом и молибденом, карбидные частицы типа  $Me_6C$  и  $Me_{23}C_6$  размером от 30 до 160 нм, Рисунок 3.38 в, д.

Таким образом, общими особенностями формируемых структур после ЗПН+О, позволяющими обеспечить низкие значения критической температуры  $T_{кб}$  ( $-30...-83$  °С), вне зависимости от содержания Cr (в пределах  $\sim 0,5...0,8$  %) и суммарной доли ( $Ni+Cu+Mo$ ) (в пределах 2-3 %), остаются:

- фрагментированное строение структурных составляющих, предусматривающее разбиение кристаллитов и реек на субзерна (разориентированные микрообласти) посредством малоугловых границ, которые представляют собой дислокационные стенки или скопления дислокаций, образовавшиеся за счет самоорганизации дислокационных структур вследствие развития полигонизации в  $\alpha$ -фазе при высокотемпературном отпуске. Данные границы

становятся эффективным препятствием движению дислокаций, повышению энергоемкости распространения трещин и сопротивления хрупкому разрушению;

- выход углерода из  $\alpha$ -решетки с образованием карбидной фазы размером не более 250 нм (в зависимости от содержания легирующих элементов) по границам реек и субзерен, а также внутри них вместо их концентрации по границам пакетов и БАЗ.

Повышение дисперсности карбидной фазы и более равномерное ее распределение при увеличении легирования связано, вероятно, с увеличением плотности несовершенств кристаллического строения, являющимися местами зарождения карбидных частиц. Так, максимальный размер частиц уменьшается от 250 нм в стали состава № 9 (~ 0,5 % Cr+2 %  $\Sigma$ (Ni+Cu+Mo)), до 200 нм в стали состава № 5 (~0,7 % Cr+2,5 %  $\Sigma$ (Ni+Cu+Mo)) и до 160 нм в стали состава № 6 (~0,8 % Cr+3 %  $\Sigma$ (Ni+Cu+Mo)). В совокупности с увеличением доли реечного мартенсита с фрагментированным строением при увеличении суммарного содержания  $\Sigma$ (Ni+Cu+Mo) после ЗПН+О это способствует повышению сопротивления хрупкому разрушению при низких температурах, оцениваемому по критической температуре вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  (от минус 30 до минус 83 °С).

### **3.2.3. Разработка количественных требований к параметрам структуры по сечению листового проката, обеспечивающим гарантированную работоспособность при низких температурах**

Комплексное исследование структуры листового проката толщиной до 60 мм из хладостойких экономнолегированных высокопрочных сталей бейнитного и бейнитно-мартенситного класса с использованием методов ПЭМ и EBSD-анализа должно предусматривать определение следующих параметров: размера БАЗ, соотношения структурных составляющих с оценкой плотности дислокаций в них, размеров и объемной доли карбидных выделений внутри и по границам различных структурных элементов (в том числе БАЗ, кристаллитов, пакетов, блоков, реек, субзерен); доли МУГ и БУГ; среднего  $D_{ср}$  и максимального  $D_{макс}$  РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ ; усредненной степени искаженности кристаллической решетки GAM (с оценкой EBSD-карт искаженности кристаллической решетки) [271].

При этом следует отметить, что для высокопрочных экономнолегированных судостроительных сталей с бейнитной и бейнитно-мартенситной структурами разработка обобщенных количественных требований ко всем перечисленным параметрам структуры затруднительна в связи с тем, что большая часть параметров определяется режимами высокотемпературного отпуска, которые в свою очередь зависят как от варьирования легирования в узких пределах, так и от способа закалки и толщины листового проката. В процессе высокотемпературного отпуска создаются температурно-временные условия для образования упрочняющих зон предвыделений и когерентных выделений карбидной фазы (цементитного типа, легированной хромом и молибденом,  $Cr_{23}C_6$  или специальных карбидов -  $Cr_7C_3$ ,  $Mo_2C$ ,  $Me_6C$ ) [275; 271], управления размером и распределением карбидных частиц, плотностью дислокаций, количеством МУГ и БУГ, искаженностью кристаллической решетки (GAM), а также степенью

развития процессов полигонизации и рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе речных составляющих [271].

При этом особенности формирования дислокационной субзеренной структуры в аустените при использовании различных способов закалки обуславливают выбор параметров структуры, в первую очередь определяющих характеристики работоспособности при низких температурах.

В Таблице 3.11 представлены обобщенные данные о параметрах структуры, определенных с помощью ПЭМ, для исследованных листовых прокатов различной толщины и уровня легирования, изготовленные с использованием как ЗПН+О, так и З+О.

Как показали системные исследования, выполненные в пп 3.2.1 и 3.2.2, характеристики хладостойкости и трещиностойкости высокопрочных экономнолегированных судостроительных сталей определяются в первую очередь не размером исходного аустенитного зерна, а размером блоков и субблоков и особенностями внутреннего (субзеренного, «ячеистого») строения в структурных составляющих (в рейках РБ и РМ, зернах ГБ и КПФ, областях Ф-К), а также морфологическими особенностями и распределением карбидных частиц, которые существенно отличаются при использовании различных технологий – ЗПН+О или З+О за счет изменения условий зарождения карбидных частиц, что хорошо согласуется с критериями разрушения, описанными в работах [155; 156]. Это подтверждает тот факт, что несмотря на значительную разнорзернистость по размерам БАЗ (вплоть до 60 мкм) для листового проката после ЗПН+О достигаются более высокие показатели сопротивления хрупкому разрушению -  $T_{кб}$  (-25...-83 °С), NDT (-65...-105°С), в то время как в листовом прокате после З+О, размер БАЗ в структуре которого не превышает 35 мкм, значения температуры  $T_{кб}$  для листового проката толщиной 20-50 мм находятся в пределах 0...-12 °С.

Обеспечение требований к хладостойкости по критериям критических температур хрупкости к сталям с индексом «Агс40» и выше в сочетании с высокой трещиностойкостью (средних значений СТOD при температуре испытаний минус 60°С - 0,63...1,12 мм) после ЗПН+О достигается при выполнении следующих требований к параметрам структуры, определяемым методом ПЭМ:

- наличия развитой дислокационной субструктуры в рейках РМ и РБ (разбиение реек на фрагменты (субзерна) размером не более 0,30 мкм в РМ и не более 0,5 мкм в РБ посредством полигональных стенок из дислокаций, субзерна размером не более 1,5 мкм в ГБ, ВМ);
- равномерное распределение карбидной фазы цементитного типа, легированной Cr и Mo,  $Me_6C$ ,  $Me_{23}C_6$  размером не более 250 нм по границам субзерен и реек вместо границ пакетов и БАЗ за счет увеличения мест зарождения частиц в условиях повышенной плотности несовершенств кристаллического строения.

В условиях отсутствия выраженного субзеренного («ячеистого») строения в речных составляющих после традиционной закалки с печного нагрева первоочередными для обеспечения высоких характеристик работоспособности действительно являются размеры БАЗ (не более 35 мкм), а также степень неоднородности по его размеру  $\Delta=(D_{БАЗ.макс.}-D_{БАЗ.мин.})$  – не более 20 мкм по всему сечению листового проката, тогда как после ЗПН+О требование к размеру БАЗ носит скорее факультативный характер.

Таблица 3.11 – Обобщенные данные о параметрах структуры исследованных листовых прокатов из экономнолегированных сталей с различным содержанием хрома, никеля, меди и молибдена, изготовленных по технологиям З+О и ЗПН+О

| Легирование                   | Толщина листа, мм | З+О                       |  |   |   |                      | ЗПН+О                     |   |  |  |   |
|-------------------------------|-------------------|---------------------------|--|---|---|----------------------|---------------------------|---|--|--|---|
|                               |                   | Размер БАЗ, мкм, не более | Соотношение структурных составляющих                 | Размеры фрагментов (субзерен) в СС, мкм, не более                                 | Максимальный размер и тип карбидов по границам  | T <sub>кв</sub> , °С | Размер БАЗ, мкм, не более | Соотношение структурных составляющих                            | Размеры фрагментов (субзерен) в СС, мкм, не более                                  | Размер и тип карбидов по границам  | T <sub>кв</sub> , °С  |
| ~0,5%Cr+<br>2,0%Σ(Ni+Cu+Mo)   | 20                | -                         |  |   |   |                      |                           | 55 % РБ<br>45 % ГБ  | в РБ – до 0,5 мкм,<br>в ГБ – до 1,3 мкм  | Fe <sub>3</sub> C, легированный Cr и Mo, Me <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , Me <sub>6</sub> C размером до 250 нм - по границам рек и субзерен | -30   |
| ~0,7 % Cr+<br>2,5%Σ(Ni+Cu+Mo) |                   | -                         |  |   |   |                      |                           | 60 % РМ<br>25 % РБ<br>15 % ГБ                                   | в РМ – до 0,25 мкм,<br>в РБ – до 0,5 мкм,<br>в ГБ – до 1 мкм                       | Fe <sub>3</sub> C, легированный Cr и Mo, Me <sub>23</sub> C <sub>6</sub> размером до 200 нм - по границам рек и субзерен                     | -70   |
| ~0,8 % Cr+<br>3,0%Σ(Ni+Cu+Mo) |                   | 25                        | 40 % РМ<br>45 % РБ<br>15 % ГБ                        | в РБ – до 1,7 мкм,<br>в ГБ – до 3 мкм   | Fe <sub>3</sub> C, легированный Cr и Mo, Me <sub>6</sub> C до 380 нм - по границам рек, пакетов и субзерен, Me <sub>23</sub> C <sub>6</sub> до 400 нм - по границам БАЗ | 0                    | 30                        | 75 % РМ<br>10 % РБ<br>10 % ГБ<br>5 % ВМ                         | в РМ – до 0,25 мкм,<br>в РБ – до 0,5 мкм,<br>в ГБ – до 1 мкм,<br>в ВМ – до 1,4 мкм | Fe <sub>3</sub> C, легированный Cr и Mo, Me <sub>6</sub> C размером до 160 нм - по границам рек и субзерен                                   | -83   |
| ~0,5%Cr+<br>2,0%Σ(Ni+Cu+Mo)   | 35                | -                         | 25 % РБ<br>65 % ГБ<br>10 % КПФ                       | в РБ – до 1,5 мкм,<br>в ГБ – до 1,3 мкм   | Fe <sub>3</sub> C, легированный Cr и Mo, Me <sub>6</sub> C до 220 нм - по границам рек, субзерен  | -38                  | -                         |   |  |  |   |
| ~0,7 % Cr+<br>2,5%Σ(Ni+Cu+Mo) |                   | 35                        | 25 % РМ<br>50 % РБ<br>20 % ГБ<br>5 % Ф-К             | в РБ – до 2 мкм,<br>в ГБ – до 3 мкм   | Fe <sub>3</sub> C, легированный Cr и Mo, Me <sub>6</sub> C до 400 нм - по границам рек, зерен, субзерен, пакетов, БАЗ   | 0                    | 50                        | 50 % РМ<br>25 % РБ<br>20 % ГБ<br>5 % ВМ+Ф-К                     | в РМ – до 0,3 мкм,<br>в РБ – до 0,5 мкм,<br>в ГБ и ВМ – до 1,5 мкм                 | Fe <sub>3</sub> C, легированный Cr и Mo, Me <sub>6</sub> C до 200 нм - по границам рек и субзерен  | -75   |
| ~0,8 % Cr+<br>3,0%Σ(Ni+Cu+Mo) |                   | -                         | 35 % РМ<br>50 % РБ<br>10 % ГБ<br>5 % Ф-К             | в РБ – до 2 мкм,<br>в ГБ – до 3 мкм   | Fe <sub>3</sub> C, легированный Cr и Mo, Me <sub>6</sub> C до 440 нм - по границам рек, зерен, субзерен, пакетов, БАЗ   | 0                    | -                         |   |  |  |   |
| ~0,4 % Cr+<br>2,5%Σ(Ni+Cu+Mo) | 50                | 35                        | 40-55 % РБ<br>45-60 % ГБ                             | в РБ – до 0,5 мкм,<br>в ГБ – до 1,2 мкм   | до 200 нм - по границам рек и субзерен,<br>до 195 нм - по границам БАЗ  | -25                  | -                         |   |  |  |   |
| ~1,1 % Cr+<br>2,5%Σ(Ni+Cu+Mo) |                   | 40                        | 5-10 % РМ<br>40-50 % РБ<br>15-25 % ГБ<br>25-30 % Ф-К | В РМ – до 1 мкм,<br>в РБ – до 1,5 мкм,<br>в ГБ – до 0,9 мкм,<br>Ф-К – более 5 мкм | до 300 нм - по границам рек и субзерен,<br>до 250 нм - по границам БАЗ  | -5                   | 60                        | 15-20 % РМ<br>35-40 % РБ<br>20-25 % ГБ<br>5 % ВМ<br>15-20 % Ф-К | В РМ – до 0,3 мкм,<br>в РБ – до 0,5 мкм,<br>в ГБ – до 0,5 мкм,<br>Ф-К – до 5 мкм   | до 230 нм - по границам рек и субзерен   | -25   |
| ~0,8 % Cr+<br>3,0%Σ(Ni+Cu+Mo) |                   | -                         |  |   |   |                      |                           | 50  | 65 % РМ<br>25 % РБ<br>20 % ГБ<br>5 % ВМ  | в РМ – до 0,3 мкм,<br>в РБ – до 0,5 мкм,<br>в ГБ – до 1,2 мкм,<br>в ВМ – до 1,5 мкм  | Fe <sub>3</sub> C, легированный Cr и Mo, Me <sub>6</sub> C до 250 нм - по границам рек и субзерен |

Следует отметить, что высокие значения характеристик работоспособности листового проката толщиной до 60 мм, обеспечивающих требования к хладостойким судостроительным сталям с индексом «Arc40» и выше, достигается в следующих случаях, таблица 3.11:

- после ЗПН+О в экономнолегированных сталях с бейнитно-мартенситной структурой с выраженным пакетно-блочным-реечным строением и внутренней субзеренной дислокационной структурой реек при суммарном содержании реечных составляющих РМ+РБ - не менее 55 % в сталях уровня прочности 500, 75 % - в сталях уровней прочности 550-620 и 85 % в сталях уровней прочности 690-750) по всему сечению листового проката и ограничении доли бейнита гранулярной морфологии в пределах 45...10 % в зависимости от уровня прочности и толщины листов;

- после З+О в экономнолегированных сталях уровней прочности 500-620 при формировании преимущественно бейнитной структуры с долей ГБ (с субзеренным строением) не менее 45 % по всей толщине листового проката,

при условии отсутствия признаков развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе РБ или РМ при высокотемпературном отпуске (наличия областей ферритно-карбидной смеси, характеризующейся отсутствием дислокационного субзеренного строения и укрупнением карбидных частиц), а также наличия КПФ в структуре центральных слоев листового проката.

При этом, вне зависимости от способа обработки, легирования и толщины листового проката. можно сформулировать следующие требования к карбидной фазе:

- равномерное распределение карбидных частиц цементитного типа, легированных хромом и марганцем,  $Me_{23}C_6$ , а также специального типа  $Me_6C$  (без скоплений в виде цепочек или сетки) размером не более 250 нм по границам субзерен («ячеек», образованных полигональными стенками) и реек;

- отсутствие карбидных частиц размером более 200 нм по границам БАЗ и пакетов.

Ниже продемонстрировано влияние параметров пакетно-блочной бейнитно-мартенситной и преимущественно бейнитной структуры, определенных с помощью EBSD-анализа, на характеристики работоспособности при низких температурах для листового проката из экономнолегированных сталей.

**Разработка требований к параметрам бейнитно-мартенситной структуры экономнолегированных судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью после ЗПН+О, определенных методом EBSD-анализа.** Установлено, что гарантированные характеристики работоспособности ( $T_{к6}$ , NDT и CTOD<sup>-60</sup>) листового проката толщиной до 60 мм из экономнолегированных судостроительных сталей уровней прочности 500-750 с индексами «Arc40»-«Arc50», изготавливаемого по технологии ЗПН+О, достигаются при ограничении значений параметров структуры и их максимально допустимой разницы ( $\Delta$ ) по толщине листов:

- среднего РСЭ ( $D_{cp}$ ) - не более 8 мкм и максимального РСЭ ( $D_{max}$ ) - не более 25 мкм (при  $\Delta D \leq 3$  мкм) при заданном угле толерантности  $\theta_t = 5^\circ$ , Рисунок 3.39 а, б;

- доли БУГ с углами разориентировки более  $50^\circ$  (БУГ<sub>более 50°</sub>) - не менее 40 % при  $\Delta\%БУГ \leq 10$  %, Рисунок 3.39 в.



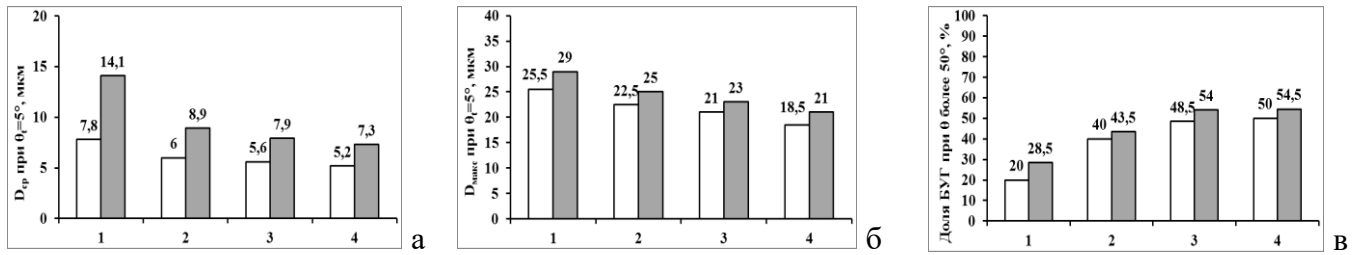


Рисунок 3.39 - Влияние параметров бейнитно-мартенситной структуры листов толщиной 50-60 мм из экономнолегированных судостроительных сталей после ЗПН+О, определенных с помощью EBSD-анализа, на характеристики работоспособности ( $T_{к6}$ ,  $NDT$ ,  $CTOD^{-60}$ ), где белые столбики – вблизи поверхности, серые столбики – в середине по сечению листа

(1 -  $T_{к6}=+20$  °C,  $CTOD_{cp}^{-60}=0,21$  мм,  $NDT=-40$ °C; 2 -  $T_{к6}=-15$  °C,  $CTOD_{cp}^{-60}=0,36$  мм,  $NDT=-65$ °C; 3 -  $T_{к6}=-40$  °C,  $CTOD_{cp}^{-60}=0,76$  мм,  $NDT=-70$ °C; 4 -  $T_{к6}=-55$  °C,  $CTOD_{cp}^{-60}=1,50$  мм,  $NDT=-75$ °C):

а, б – средний и максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ ; в - доля БУГ<sub>более 50°</sub>

При этом наименьшие показатели работоспособности ( $T_{к6}=+20$ °C,  $NDT=-40$ °C,  $CTOD_{cp}=0,21$  мм при минимальном значении 0,14 мм при температуре испытаний минус 60°С) получены для листового проката, в котором сформирована неоднородная по сечению бейнитно-мартенситная структура по различным параметрам (несмотря исходную мелкозернистую структуру аустенита – средний размер БАЗ ~ 30 мкм): % МУГ = ~ 71-57 % ( $\Delta\%$  МУГ = 14 %), большая часть из которых имеют разориентировки 2-5° (более 60 % от общего количества МУГ), связанных в первую очередь с границами между рейками и не оказывающих существенного влияния на механизм распространения и торможения хрупких трещин; % БУГ = ~ 20-28,5 % при  $\theta=50-62,5^\circ$  ( $\Delta\%$  БУГ = 8,5 %), Рисунок 3.40 в;  $D_{cp} = 7,8-14,1$  мкм ( $\Delta D_{cp} = 6,3$  мкм),  $D_{max} = \sim 25,5-29$  мкм ( $\Delta D_{max} = 3,5$  мкм) при  $\theta_t=5^\circ$  при количестве структурных элементов размером не более 5 мкм - ~ 36,5...23,5 %, не более 10 мкм - ~ 64,5...42 %, Рисунок 3.40 а, г;  $GAM = 1,33-1,22^\circ$  ( $\Delta GAM = 0,11^\circ$ ), Рисунки 3.40 б.

Наиболее высокое сочетание характеристик хладостойкости и трещиностойкости ( $T_{к6}=-55$ °C,  $NDT=-75$ °C,  $CTOD_{cp} = 1,50$  мм при минимальном значении 1,12 мм при температуре испытаний минус 60°С) обеспечено в листовом прокате, в котором сформирована бейнитно-мартенситная структура с высокой степенью однородности и изотропности по толщине по различным «тонким» параметрам, определенным с помощью EBSD-анализа (несмотря на более крупный размер БАЗ, варьирующийся от 20 до 60 мкм): МУГ = ~ 34,5-35,5 %, БУГ<sub>более 50°</sub> = ~ 50-54,5% ( $\Delta\%$  БУГ = 4,5 %), Рисунок 3.40 ж, значительное количество которых связано с формированием дисперсных блоков в РБ и РМ;  $D_{cp} = 5,2-7,3$  мкм ( $\Delta D_{cp} = 2,1$  мкм),  $D_{max} = 18,5-21$  мкм ( $\Delta D_{max} = 2,5$  мкм) при  $\theta_t=5^\circ$  при количестве структурных элементов размером не более 5 мкм – ~ 58,5...39 %, не более 10 мкм - ~ 90,5...70,5 %, Рисунок 3.40 д, з;  $GAM = 0,99-0,92^\circ$  ( $\Delta GAM = 0,07^\circ$ ), Рисунок 3.40 е.

Повышение однородности и дисперсности по размерам структурных элементов при  $\theta_t=5^\circ$ , обусловленной формированием субзеренных границ и измельчением блоков в речных составляющих, определяют микромеханику распространения микротрещин, способствуя их торможению или значительному ветвлению при переходе через такие границы, и, как следствие, повышению энергоемкости разрушения и сопротивления хрупким разрушениям.

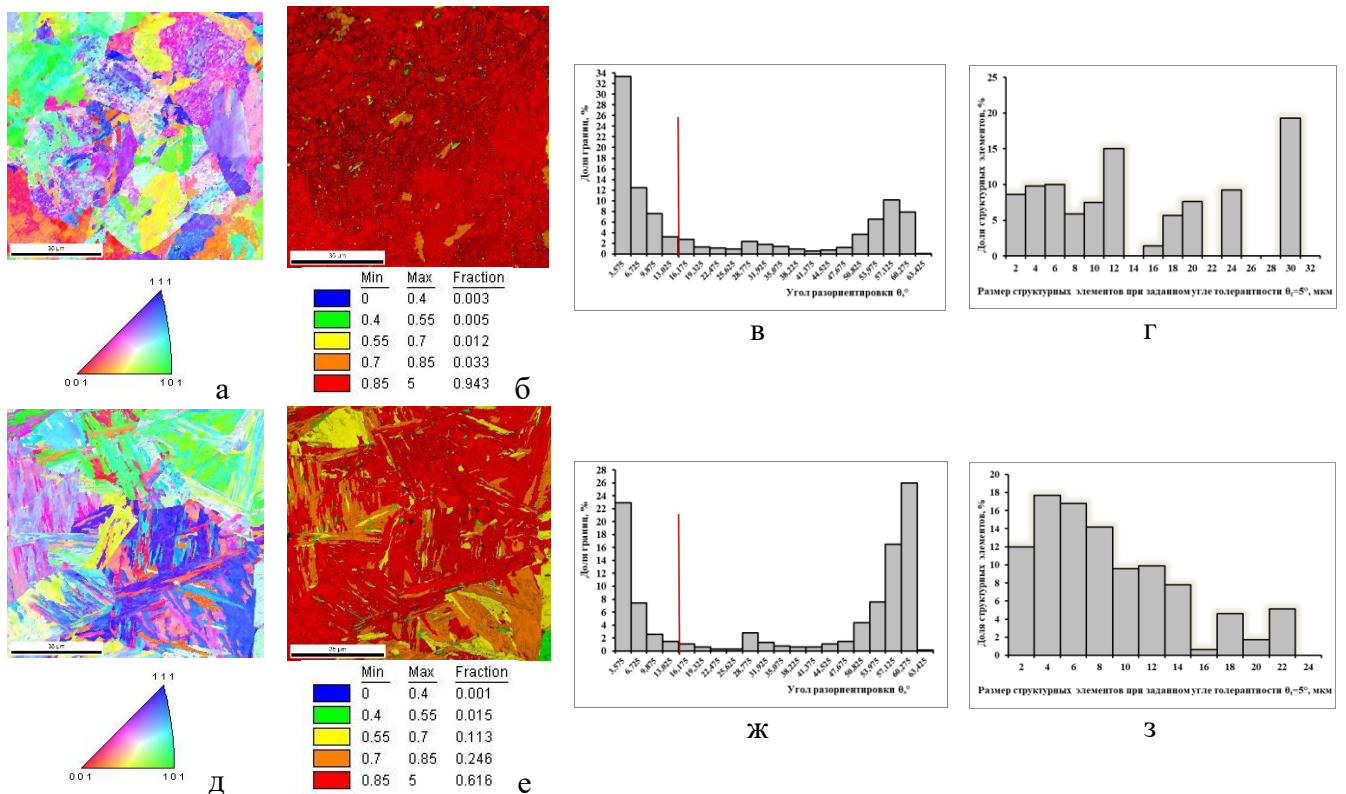


Рисунок 3.40 – Структура листовых прокатов **после ЗПН+О** с различными показателями работоспособности (1 -  $T_{к6} = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{CTOD}^{-60} = 0,21\text{ мм}$ ,  $\text{NDT} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$  (а-г) и 4 -  $T_{к6} = -55\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{CTOD}^{-60} = 1,50\text{ мм}$ ,  $\text{NDT} = -75\text{ }^{\circ}\text{C}$  (д-з)): а, д – ориентационные IPF-карты и обратные полюсные фигуры; б, г – EBSD-отображения объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM; в, г, ж, з – гистограммы распределения межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (в, ж) и структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 5^{\circ}$  (г, з)

**Разработка требований к параметрам преимущественно бейнитной структуры экономнолегированных судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью после З+О, определенных методом EBSD-анализа.** Установлено, что гарантированные характеристики работоспособности ( $T_{к6}$ ,  $\text{NDT}$  и  $\text{CTOD}^{-60}$ ) листового проката толщиной до 60 мм из экономнолегированных судостроительных сталей уровней прочности 500-620 с индексом «Arc30»-«Arc40», изготавливаемого по технологии З+О, достигаются при ограничении значений параметров структуры и их максимально допустимой разницы ( $\Delta$ ) по толщине листов:

- среднего РСЭ ( $D_{\text{ср}}$ ) - не более 10 мкм и максимального РСЭ ( $D_{\text{макс}}$ ) - не более 25 мкм (при  $\Delta D \leq 5$  мкм) при заданном угле толерантности  $\theta_t = 5^{\circ}$ , Рисунок 3.41 а, б;

- доли БУГ с углами разориентировки  $\theta = 50-62,5^{\circ}$  (БУГ<sub>более 50°</sub>) - не менее 30 % при  $\Delta\% \text{БУГ} \leq 10\%$ , Рисунок 3.41 в.

в сочетании с выполнением требований к размеру БАЗ – не более 35 мкм по всему сечению листового проката.

При этом наименьшие показатели работоспособности ( $T_{к6} = -2^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{NDT} = -65^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{CTOD}_{\text{ср}}^{-60} = 0,36\text{ мм}$ ) получены для листового проката, в котором сформирована неоднородная по толщине бейнитная структура по различным параметрам (несмотря исходную мелкозернистую структуру аустенита – средний размер БАЗ  $\sim 25$  мкм):  $D_{\text{ср}} = 8,6-14,5$  мкм ( $\Delta D_{\text{ср}} = 5,9$  мкм),  $D_{\text{макс}} = \sim 20-27$  мкм ( $\Delta D_{\text{макс}} = 7$  мкм) при  $\theta_t = 5^{\circ}$  при количестве структурных элементов размером не

более 5 мкм - ~ 32,5...19 %, не более 10 мкм – ~59...43 %, Рисунок 3.42 а, г. Отсутствие структурных элементов размером более 30 мкм по всей толщине листового проката позволяет сохранить значения трещиностойкости на нижнем пределе требований. При этом кристаллогеометрические параметры структуры достаточно однородны по сечению данного листа: GAM = 1,12-1,04° (ΔGAM = 0,08 °); % МУГ = ~70,5-67,5 % (Δ% МУГ = 3 %), однако большая часть из них имеет разориентировки 2-5° (60-70 % от доли всех МУГ); % БУГ<sub>более50°</sub> ~16,5-21,5 % при θ=50-62,5° (Δ% БУГ = 5 %), Рисунок 3.42 б, в, что косвенно указывает на формирование достаточно крупных блоков РБ.

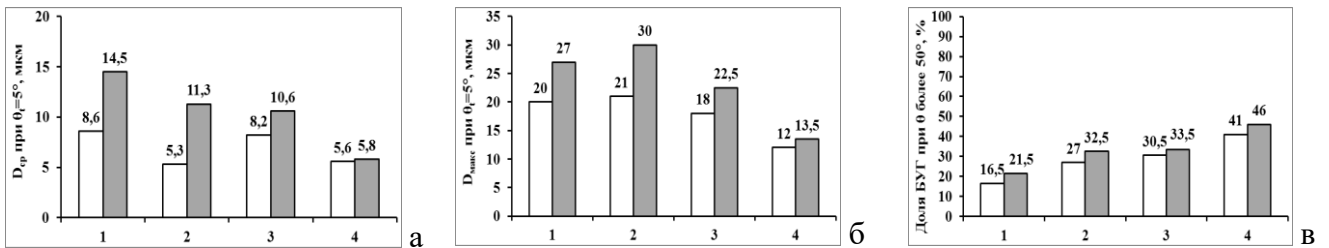


Рисунок 3.41 - Влияние параметров бейнитной структуры листового проката толщиной 50 мм из экономнолегированных судостроительных сталей после 3+Q, определенных с помощью EBSD-анализа, на характеристики работоспособности  $T_{кб}$ , NDT,  $CTOD^{-60}$ , где белые столбики – вблизи поверхности, серые столбики – в середине по сечению листа (1 -  $T_{кб} = -2^\circ C$ ,  $CTOD_{cp}^{-60} = 0,36$  мм, NDT=  $-65^\circ C$ ; 2 -  $T_{кб} = -5^\circ C$ ,  $CTOD_{cp}^{-60} = 0,80$  мм, NDT=  $-65^\circ C$ ; 3 -  $T_{кб} = -12^\circ C$ ,  $CTOD_{cp}^{-60} = 1,56$  мм, NDT=  $-70^\circ C$ ; 4 -  $T_{кб} = -25^\circ C$ ,  $CTOD_{cp}^{-60} = 2,85$  мм, NDT=  $-75^\circ C$ ): а, б, – средний и максимальный РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$ ; в – доля БУГ<sub>более 50°</sub>

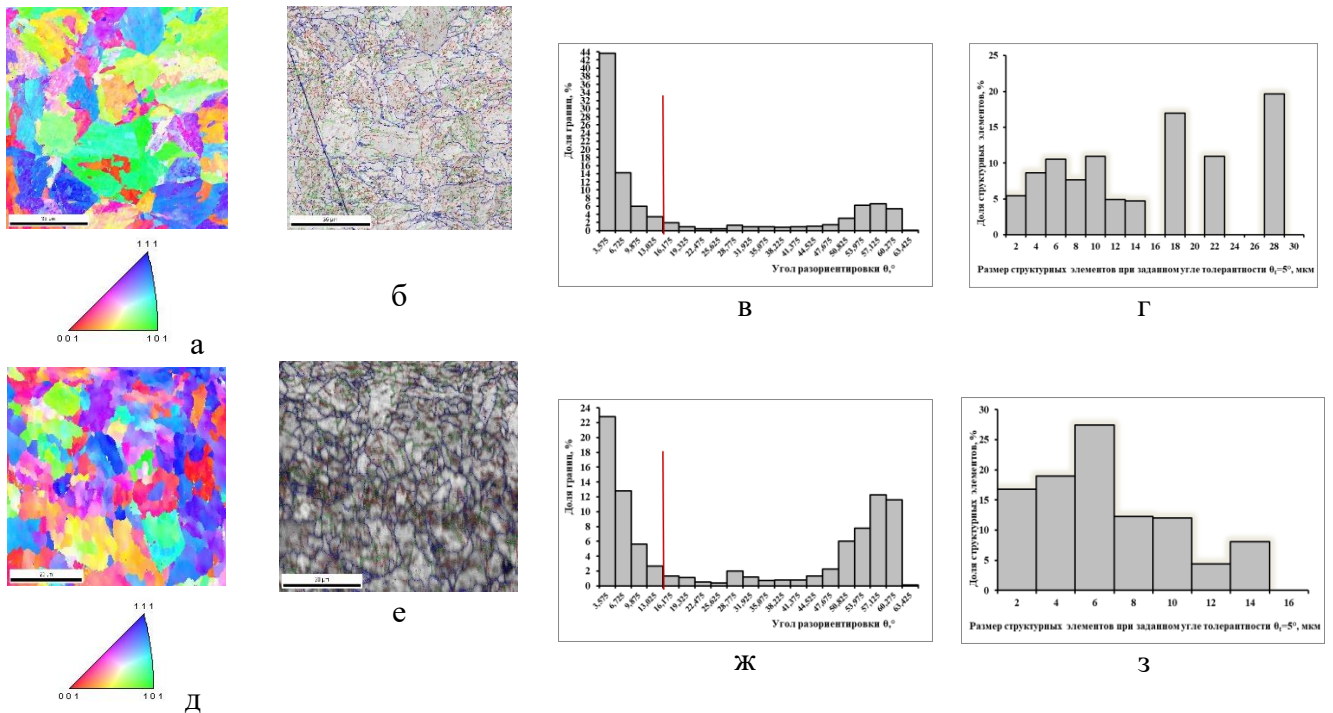


Рисунок 3.42 – Структура листовых прокатов после 3+Q с различными показателями работоспособности (1 -  $T_{кб} = -2^\circ C$ ,  $CTOD^{-60} = 0,36$  мм, NDT=  $-65^\circ C$  (а-г) и 4 -  $T_{кб} = -25^\circ C$ ,  $CTOD^{-60} = 2,85$  мм, NDT=  $-75^\circ C$  (д-з)): а, д – ориентационные IPF-карты и обратные полюсная фигуры; б, г – карты структурных элементов с наложением границ согласно цветовой шкале (красные линии – 2...5°, зеленые – 5...15°, синие - 15° и более); в, г, ж, з - гистограммы распределения межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (в, ж) и структурных элементов по размерам при  $\theta_i=5^\circ$  (г, з)

Наиболее высокое сочетание характеристик хладостойкости и трещиностойкости ( $T_{к6} = -25^{\circ}\text{C}$ ,  $NDT = -75^{\circ}\text{C}$ ,  $CTOD_{cp} = 2,85$  мм при температуре испытаний минус  $60^{\circ}\text{C}$ ) обеспечено в листе, в котором сформирована структура РБ+ГБ с высокой степенью однородности и изотропности по толщине по различным «тонким» параметрам, определенным с помощью EBSD-анализа: % МУГ =  $\sim 44-45,5$  % ( $\Delta\%$  МУГ = 1,5 %), % БУГ<sub>более 50°</sub> =  $\sim 41-46$  % ( $\Delta\%$  БУГ = 4,5 %), Рисунок 3.42 е, ж, значительное количество которых связано с формированием дисперсных зерен  $\alpha$ -фазы ГБ и блоков в РБ;  $D_{cp} = 5,6-5,8$  мкм ( $\Delta D_{cp} = 0,2$  мкм),  $D_{max} = \sim 12-14$  мкм ( $\Delta D_{max} = 2$  мкм) при  $\theta_t = 5^{\circ}$  при количестве структурных элементов размером не более 5 мкм –  $\sim 50 \dots 48$  %, не более 10 мкм –  $\sim 88$  %, Рисунок 3.42 д, з;  $GAM = 0,68-0,66^{\circ}$  ( $\Delta GAM = 0,02^{\circ}$ ).

В Таблице 3.12 приведены обобщенные требования к параметрам структуры, определенные методом EBSD-анализа, для толстолистного проката из экономнолегированных судостроительных сталей после ЗПН+О и З+О.

Таблица 3.12 – Требования к параметрам структуры экономнолегированных высокопрочных сталей, определенным с помощью EBSD-анализа

| Параметр структуры                                    | ЗПН+О | З+О |
|---|-------|-----|
| $D_{cp}$ при $\theta_t = 5^{\circ}$ , мкм, не более   | 8     | 10  |
| $D_{max}$ при $\theta_t = 5^{\circ}$ , мкм, не более  | 25    | 25  |
| $\Delta D$ при $\theta_t = 5^{\circ}$ , мкм, не более | 3     | 5   |
| БУГ <sub>50-62,5°</sub> , %, не менее                 | 40    | 30  |

Следует отметить, что для выполнения требований к критической температуре нулевой пластичности  $NDT$  необходимо обращать особое внимание на особенности структуры непосредственно вблизи поверхности (на расстоянии до 5-7 мкм от нее). Перегрев поверхностных слоев при прокатке или высокотемпературном отпуске (вследствие нерационального выбора режимов или технических возможностей нагревательных и отпускных печей) может привести к формированию сплошного белого слоя, Рисунок 3.43 а, в виде слоя крупных ферритных зерен или зерен рекристаллизованной  $\alpha$ -фазы РБ с крупными карбидными частицами внутри них, Рисунок 3.43 б-г.

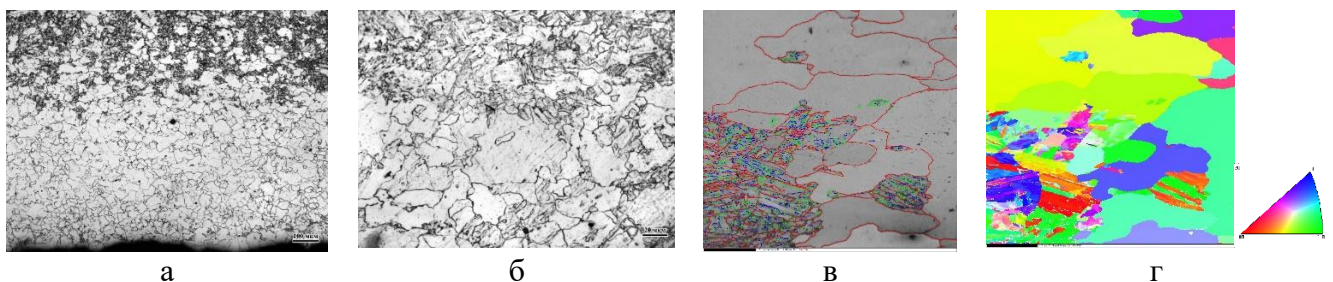


Рисунок 3.43 – Структура поверхностного слоя листового проката с пониженной хладостойкостью по критерию  $NDT = -55^{\circ}\text{C}$ : а, б – фотографии, полученные методом оптической металлографии; в – карта структурных элементов с наложением границ согласно цветовой шкале (синие линии –  $2 \dots 5^{\circ}$ , зеленые –  $5 \dots 15^{\circ}$ , красные –  $15^{\circ}$  и более); г – ориентационная IPF-карта и обратная полюсная фигура

В последние годы предложены новые способы измельчения зеренной и субзеренной структуры сталей, а также повышения ее однородности по сечению толстолистного проката за

счет усовершенствования температурно-деформационных схем прокатки, определяющих более высокие требования к организации и контролю параметров технологических процессов, и при этом требующих научно-обоснованной корректировки содержания основных легирующих и микролегирующих элементов в узких диапазонах.

При выборе химического состава необходимо подобрать такое сочетание углерода и основных легирующих элементов (Mn, Ni, Cr, Cu и Mo), при котором в сталях в широком интервале скоростей охлаждения, характерном для охлаждения листового проката толщиной до 100 мм в различных его точках по сечению, при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении формируется одинаковый тип структуры (ферритно-бейнитный, бейнитный или бейнитно-мартенситный в зависимости от уровня прочности стали от 355 до 750).

### **3.3. Разработка научно обоснованной концепции легирования хладостойких судостроительных сталей с гарантированными характеристиками работоспособности**

Поскольку влияние легирующих элементов не подчиняется закону аддитивности, в пределах одной системы легирования возможно получение стали с различными свойствами. Комплексный подход к анализу взаимосвязи системы легирования, фазовых превращений и механических свойств позволил найти оптимальные решения при выборе комбинации легирующих элементов для сталей с гарантированной хладостойкостью и трещиностойкостью при низких температурах.

Как показали исследования, выполненные под руководством и при непосредственном участии автора, по влиянию углерода и основных легирующих элементов (марганца, никеля, хрома, меди и молибдена) на фазовые и структурные превращения, прокаливаемость стали, прочностные и пластические свойства, значения работы удара и критического раскрытия в вершине трещины CTOD при низких температурах (минус 40 °С и ниже), температур  $T_{кб}$  и  $NDT$  для низко- и экономнолегированных сталей с гарантированной работоспособностью, в том числе с индексом «Arc», должны быть установлены дополнительные более жесткие требования с точки зрения их легирования и микролегирования. При этом разработка рационального легирования хладостойких низко- и экономнолегированных сталей для Арктики основана на обеспечении стабильности прочностных и пластических характеристик в сочетании с высокими значениями работы удара при температурах минус 60 °С и ниже (по толщине листового проката) и характеристик работоспособности при низких температурах, определяемых на крупномасштабных образцах [271].

Выбор содержания химических элементов обусловлен следующими моментами:

- исследованием фазовых превращений при варьировании содержания основных легирующих элементов в узких диапазонах для обеспечения разработанных требований к морфологии структуры в диапазоне промышленных скоростей охлаждения по всему сечению толстолистового проката;



- проведенным статистическим анализом накопленного опыта данных по механическим свойствам и характеристикам работоспособности листового проката больших толщин в зависимости от содержания основных легирующих элементов

### 3.3.1. Низкоуглеродистые низколегированные судостроительные стали

**Выбор химических составов для производства листового проката из хладостойких сталей толщиной до 100 мм.** Сложность выбора химического состава низколегированных судостроительных сталей обусловлена рядом требований «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927 к максимальному содержанию основных легирующих элементов, способствующих одновременному упрочнению и повышению вязкости стали, и, как следствие, ограничению значений углеродного эквивалента  $C_{экв}$ . Для изготовления листового проката из хладостойких судостроительных сталей повышенной прочности в работах [86-88] была предложена марганцево-никелевая композиция легирования с добавкой меди при микролегировании ниобием или комплексно V+Nb.

Для обеспечения высокого уровня прочностных и вязко-пластических свойств, удовлетворяющих требованиям к листовому прокату толщиной до 70 мм из стали уровня прочности вплоть до 420 при категории хладостойкости F (гарантированная работа удара 80 Дж при температуре испытаний на ударный изгиб при минус 60 °С), в патенте 2187574 используется достаточно высокое для данных сталей содержание никеля (0,6-1,2 %) и меди (0,3-0,6 %) при содержании углерода 0,07-0,11 %. Содержание марганца варьируется в широких пределах 0,9-1,7 %. Сталь микролегирована ниобием в количестве 0,025-0,050 %. В патенте 2269587 показано, что более высокие прочностные характеристики (гарантированный предел текучести 460 МПа) при сохранении хладостойкости на категорию F могут быть обеспечены при снижении содержания углерода до 0,04-0,10 %, никеля – до 0,1-0,8 %, меди до 0,05-0,20 % при дополнительном микролегировании ванадием в количестве 0,02-0,10%, Таблица 3.13.

Таблица 3.13 - Разработанные химические составы хладостойких судостроительных листовых сталей толщиной до 100 мм в сравнении с ранее разработанными составами []

|  | Марка стали         |      | C    | Si   | Mn   | Cr   | Cu   | Ni   | Mo   | V    | P     | S     | Al    | Nb    | Ti    | N     | Ca     | B     | $C_{экв}$ |
|--|---------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|-----------|
| <b>Известные составы</b>                             |                     |      |      |      |      |      |      |      |      |      |       |       |       |       |       |       |        |       |           |
| Патент 2187574                                       | F420 до 70 мм       | мин  | 0,07 | 0,20 | 0,90 | -    | 0,30 | 0,60 | -    | -    | -     | 0,001 | 0,02  | 0,025 | -     | -     | 0,005  | -     | 0,28      |
|  |                     | макс | 0,11 | 0,40 | 1,70 | -    | 0,65 | 1,20 | -    | -    | -     | -     | 0,015 | 0,06  | 0,050 | -     | -      | 0,030 | -         |
| Патент 2269587                                       | F420-F460 до 50 мм  | мин  | 0,04 | 0,15 | 1,0  | -    | 0,05 | 0,10 | -    | 0,02 | -     | 0,001 | 0,02  | 0,025 | -     | -     | -      | -     | 0,22      |
|  |                     | макс | 0,10 | 0,35 | 1,4  | -    | 0,20 | 0,80 | -    | 0,10 | -     | 0,005 | 0,05  | 0,060 | -     | -     | -      | -     | 0,42      |
| <b>Разработанные в рамках диссертационной работы</b> |                     |      |      |      |      |      |      |      |      |      |       |       |       |       |       |       |        |       |           |
| Патент 2452787                                       | F32-F40 до 70 мм    | мин  | 0,06 | 0,15 | 0,6  | -    | -    | 0,05 | -    | 0,03 | 0,001 | 0,001 | 0,02  | 0,025 | 0,002 | 0,005 | 0,01   | -     | 0,17      |
|  |                     | макс | 0,12 | 0,35 | 1,20 | -    | -    | 0,40 | -    | 0,05 | 0,012 | 0,005 | 0,05  | 0,060 | 0,020 | 0,008 | 0,03   | -     | 0,36      |
| Патент 2653748                                       | F36-F40 до 100 мм   | мин  | 0,05 | 0,15 | 1,10 | -    | -    | 0,35 | 0,04 | -    | 0,001 | 0,001 | 0,015 | 0,01  | -     | 0,006 | 0,0001 | -     | 0,26      |
|  |                     | макс | 0,07 | 0,35 | 1,30 | -    | -    | 0,50 | 0,08 | -    | 0,010 | 0,005 | 0,055 | 0,03  | -     | 0,007 | 0,005  | -     | 0,34      |
|  | F420-F460 до 60 мм  | мин  | 0,05 | 0,15 | 1,35 | -    | 0,10 | 0,35 | 0,09 | -    | 0,001 | 0,001 | 0,015 | 0,02  | -     | 0,006 | 0,0001 | -     | 0,32      |
|  |                     | макс | 0,07 | 0,35 | 1,50 | -    | 0,20 | 0,50 | 0,12 | -    | 0,010 | 0,005 | 0,055 | 0,04  | -     | 0,007 | 0,005  | -     | 0,39      |
| Патент 2465346                                       | F420-F460 61-100 мм | мин  | 0,08 | 0,15 | 1,35 | -    | 0,10 | 0,45 | 0,09 | 0,02 | 0,001 | 0,001 | 0,040 | -     | -     | 0,003 | 0,0001 | -     | 0,37      |
|  |                     | макс | 0,10 | 0,35 | 1,50 | -    | 0,20 | 0,60 | 0,12 | 0,06 | 0,010 | 0,005 | 0,055 | -     | -     | 0,007 | 0,005  | -     | 0,44      |
| Патент 2465346                                       | F420-460 до 50 мм   | мин  | 0,05 | 0,15 | 1,60 | 0,15 | 0,10 | 0,10 | 0,01 | 0,01 | 0,002 | 0,001 | 0,02  | -     | 0,01  | 0,001 | -      | -     | -         |
|  |                     | макс | 0,08 | 0,35 | 1,85 | 0,35 | 0,35 | 0,40 | 0,30 | 0,03 | 0,012 | 0,003 | 0,05  | -     | 0,03  | 0,006 | -      | -     | -         |

Комплексные исследования фазовых и структурных превращений в низколегированных судостроительных сталях с различными значениями  $C_{\text{экв}}=0,20\dots0,45$  % (за счет варьирования содержания углерода и основных легирующих элементов - марганца, никеля, меди и молибдена) показали, что во всем диапазоне скоростей охлаждения от 3-5 до 30 °C/с, характерном для охлаждения поверхности и середины по сечению листового проката толщиной до 100 мм в промышленных условиях, можно обеспечить формирование требуемой ферритно-перлитно-бейнитной структуры при значениях  $C_{\text{экв}}=0,20\dots0,25$  % (для стали уровня прочности 315), Рисунки 3.44 а; 3.45 а, или ферритно-бейнитной структуры при  $C_{\text{экв}}=0,29\dots0,40$  % (для сталей уровней прочности 355...460), Рисунки 3.44 б, в; 3.45 б, в.

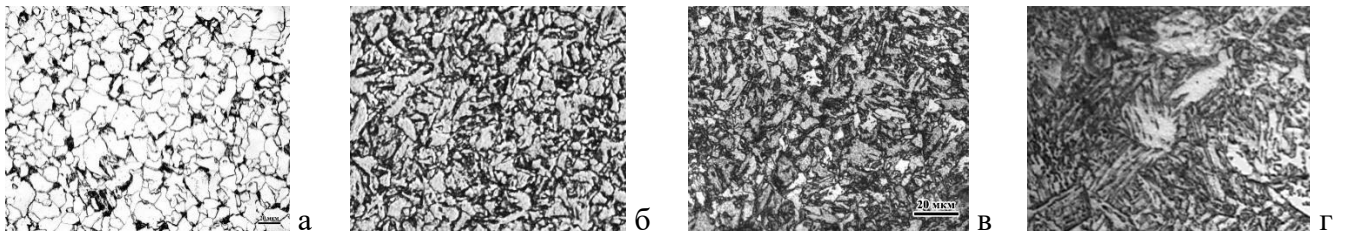


Рисунок 3.44 – Структура низколегированной стали с  $C_{\text{экв}}=0,21$  (а); 0,29 (б); 0,38 (в) и 0,44 (г) % после охлаждения со скоростью 5 °C/с

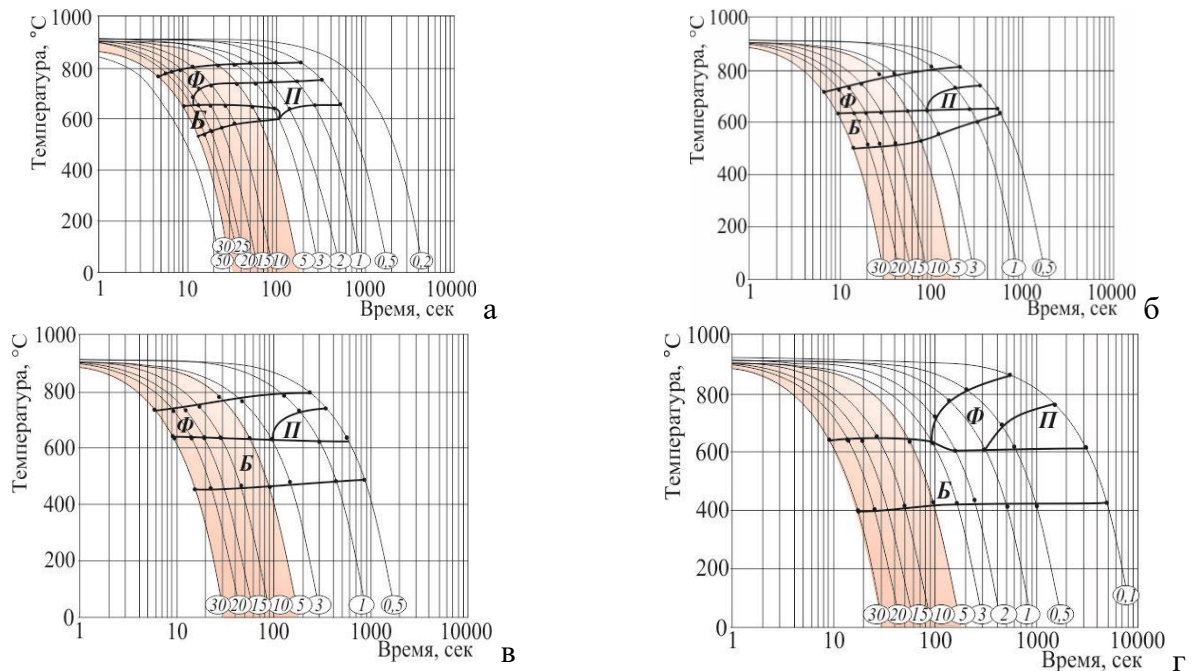


Рисунок 3.45 - Термокинетические диаграммы  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения мелкозернистого деформированного аустенита низколегированных сталей с различным  $C_{\text{экв}}$ :  
а - 0,21 %, б - 0,29 %, в - 0,38 %, г - 0,44 %

С увеличением значений углеродного эквивалента  $C_{\text{экв}}$  уменьшается доля феррита при одновременном увеличении бейнитной составляющей, что и обеспечивает получение требуемой прочности стали. Дальнейшее повышение значений  $C_{\text{экв}}$  до 0,43...0,45 % в низколегированной стали может привести к формированию преимущественно бейнитной структуры с бейнитом различной морфологии при скоростях охлаждения не менее 3 °C/с,

Рисунки 3.44 г; 3.45 г, что может быть нежелательным вследствие снижения ее трещиностойкости при низких температурах.

Для производства листового проката толщиной до 70 мм из хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 315-390 с гарантированной трещиностойкостью по критерию CTOD при температуре испытаний минус 60 °С (0,38-0,62 мм) предложено снижение содержания никеля в среднем до 0,2-0,3 %, марганца до 0,8-0,9 % при введении добавки титана в количестве до 0,02 % [276]. Данный состав обеспечивает после ТМО+УО в диапазоне промышленных скоростей охлаждения от 3-5 до 30 °С/с формирование ферритно-перлитно-бейнитной структуры или ферритно-бейнитной с бейнитом преимущественно гранулярного типа, Рисунок 3.45 а, по всей толщине листового проката.

Введение в сталь титана обуславливает расширение ферритной области при превращении мелкозернистого деформированного аустенита, Рисунок 3.46 а, по-видимому, из-за ускоряющего влияния нерастворенных при нагреве нитридов титана на зарождение фаз. В стали с более низким содержанием никеля 0,2 % по сравнению со сталью, содержащей 0,4 % никеля, наблюдается повышение температуры окончания бейнитного превращения, что способствует формированию структуры с меньшей долей РБ, обеспечивающей высокую трещиностойкость при температуре минус 60 °С.

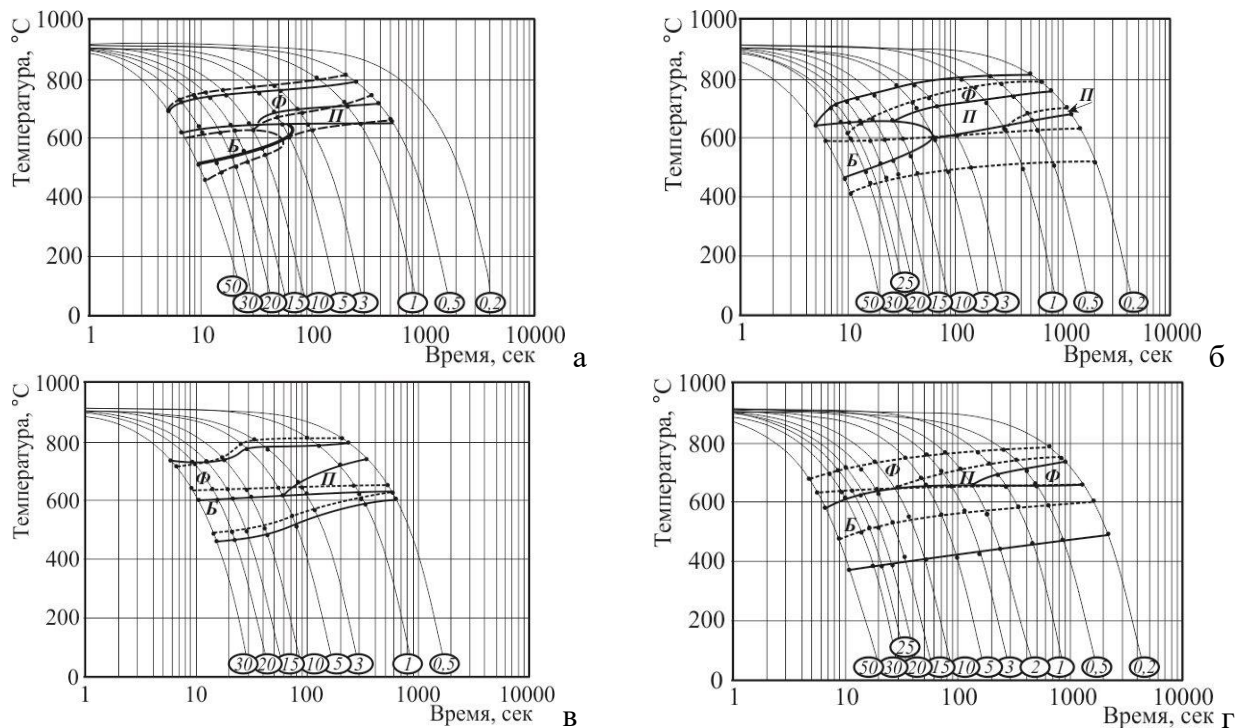


Рисунок 3.46 - Термокинетические диаграммы  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения мелкозернистого деформированного аустенита низколегированных сталей с различным содержанием:

- а – 0,08 % С + ( - - - - · 0,4 % Ni (V+Nb) и ——— 0,2 % Ni (V+Nb+Ti))  
 б – 0,06% С + ( - - - - · 0,8 % Mn+0,2 % Ni и ——— 1,2 % Mn+0,5 % Ni)  
 в – 0,06 % С + ( - - - - · 1,2 % Mn+0,4 % Ni и ——— 1,4 % Mn+0,45 % Ni+0,2 % Cu)  
 г – 0,06 % С + 0,8 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo) + ( - - - - · 1,3 % Mn и ——— 1,7 % Mn)

Снижение содержания углерода с 0,08...0,09 до 0,05...0,06 % способствует повышению критических точек превращения, обуславливающих интенсификацию выделения КПФ и протекание бейнитного превращения преимущественно по первой высокотемпературной



ступени с образованием ГБ, обеспечивая более высокие вязко-пластические свойства. Так, вне зависимости от содержания марганца, оно приводит к повышению температуры начала ферритного превращения на 30-50 °С в зависимости от скорости охлаждения, при этом оказывая незначительное влияние на интервал скоростей охлаждения перлитного превращения, Рисунок 3.47. Наиболее сильное влияние увеличения содержания углерода оказывает на бейнитное превращение, расширяя ее в сторону меньших скоростей охлаждения и сдвигая его в область более низких температур. Так, при содержании углерода 0,08-0,09 % в стали, содержащей (0,8...0,85) % Mn + 0,2 % Ni, бейнит образуется в интервале скоростей охлаждения 50 – 3 °С/с, Рисунок 3.47 а, а в стали, содержащей (1,20...1.25) % Mn + (0,85...0,95) %  $\Sigma$ (Ni+Cu), - во всем исследованном интервале скоростей охлаждения, Рисунок 3.47 б. Понижение содержания углерода обуславливает повышение температуры начала бейнитного превращения на 20-30°С, а окончания - на 40-50°С, что позволяет прогнозировать отсутствие значительного количества бейнита реечной морфологии.

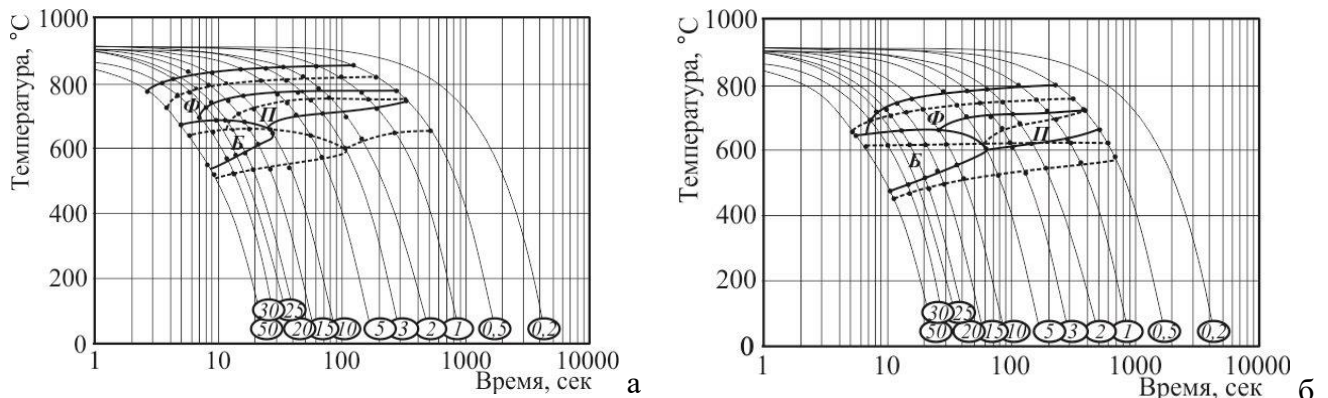


Рисунок 3.47 – Термокинетические диаграммы превращения мелкозернистого деформированного аустенита в низколегированных сталях, содержащих (0,8...0,85) % Mn + 0,2 % Ni (а) и (1,20...1.25) % Mn + (0,85...0,95) %  $\Sigma$ (Ni+Cu) (б) с различным содержанием углерода: — 0,06 % и - - - 0,09 %

При увеличении толщины листового проката до 100 мм для обеспечения высокой прочности по всему сечению (на уровне 355-390 МПа) в сочетании с вязкостью и пластичностью (для повышения стабильности которых рационально снижение содержания углерода до 0,05-0,07 %) целесообразно увеличение содержания марганца (в среднем от ~ 0,8 до 1,2 %) и никеля (в среднем от ~ 0,2 до 0,40-0,45 %). Повышение содержания элементов, стабилизирующих аустенит, - марганца и никеля, способствует снижению температуры начала (на 40-70 °С) и окончания выделения феррита, интервала бейнитного превращения - на 40-50°С, наблюдается сдвиг «перлитного носа» вправо в сторону меньших скоростей охлаждения до 1°С/с, рисунок 3.46 б. При этом температура окончания бейнитного превращения находится в пределах 500-480 °С, обеспечивая формирование преимущественно ГБ при доле РБ – не более 15 %, область бейнитного превращения расширяется на ТКД и наблюдается во всем рассматриваемом диапазоне скоростей охлаждения от 3 до 30 °С/с, что способствует формированию ферритно-бейнитной структуры по всему сечению толстолистового проката.

Введение в низколегированную сталь, содержащую 1,2 % Mn+(0,4-0,5) % Ni, небольших добавок молибдена – 0,04-0,08 % (вариант 1) [277] позволяет избежать выделения феррита по

границам областей РБ при продвижении от поверхности к центральным слоям по сечению листового проката при снижении скорости охлаждения, а в сочетании с микролегированием ниобием наиболее эффективно способствует более равномерному протеканию рекристаллизационных процессов при сдерживании собирательной рекристаллизации в центральных слоях толстых листов. Это позволяет сохранить высокие прочностные и пластические свойства и характеристики хладостойкости по всему сечению при увеличении толщины листов вплоть до 100 мм за счет формирования ферритно-бейнитной структуры с близкими морфологическими признаками во всем диапазоне промышленных скоростей охлаждения, Рисунки 3.44 б, 3.45 б.

Для повышения прочности до уровней 420-460 предложено увеличение содержания марганца на ~ 0,2 % при введении небольшой добавки меди – не более 0,2 % (вариант 2) [277]. В результате данных изменений химического состава температура начала ферритного и бейнитного превращения снижается не более чем на 20 °С, рисунок 3.46 в. При скоростях охлаждения от 10 °С/с и более расширяется температурный диапазон бейнитного превращения в сторону более низких температур на 30-40 °С. Это способствует формированию наряду с ГБ бейнита реечной морфологии при температуре 440-470 °С, доля которого возрастает вплоть до 25 % при повышении скорости охлаждения до 30 °С/с.

Для листового проката толщиной 61-100 мм из стали уровней прочности 420-460, изготавливаемого по технологиям 3+О или ЗПН+О, целесообразно увеличение содержания углерода до 0,08-0,10 % и никеля до 0,6 % для повышения прокаливаемости стали и формирования после закалки бейнитной структуры (по всему сечению толстых листов), вариант 3 [277]. В отличие от стали, разработанной для изготовления листов толщиной до 60 мм по технологии ТМО+УО (вариант № 2), при охлаждении со скоростями 3 °С/с и более превращение начинается при температуре 660...600°С и приводит к образованию бейнитной структуры с бейнитом реечной и гранулярной морфологии, рисунок 3.45 г. Бейнитное превращение протекает в широком температурном интервале в интервале температур (660-600) – (420-400) °С. Для таких сталей целесообразно микролегирование ванадием в связи с обнаруженным в работе [278] эффектом дисперсионного твердения при отпуске низколегированной стали с бейнитной структурой гранулярного типа и развитой субструктурой (после двухстадийной термомеханической обработки), в которой введение 0,03 % ванадия обуславливает повышение прочности на 40-50 МПа.

Для производства листового проката толщиной до 50 мм из судостроительных сталей уровней прочности 420 и 460 применительно к оборудованию ПАО «ММК» разработан новый химический состав, унифицированный с трубной сталью класса прочности К65 (Х80) [279]. Увеличение содержания марганца от 1,3 до 1,7 % обуславливает понижение температуры окончания бейнитного превращения ~ на 80-100°С, Рисунок 3.46 г, способствуя формированию значительной доли низкотемпературных продуктов превращения. При этом ферритное превращение сдвигается в сторону меньших скоростей охлаждения до 3 °С/с и менее. В результате при легировании стали элементами, повышающими прокаливаемость (никелем, медью и молибденом в количестве ~ 0,8 %) и достаточно высоком содержании марганца ~1,7 %,

при скоростях охлаждения 5-30 °C/с формируется дисперсная бейнитная структура, в которой преобладает бейнит реечной морфологии.

Для разбиения исходных аустенитных зерен, в пределах которых формируются области РБ, предложено дополнительное легирование трубной стали ферритообразующими элементами, в частности, хромом, микролегировании ванадием при одновременном понижении содержания элементов, стабилизирующих аустенит, - никеля и меди. При создании определенных термодеформационных условий, обеспечивающих контролируемое связывание углерода с образованием дисперсных частиц карбидов, нитридов и карбонитридов ванадия (приводящее к повышению критических точек превращения  $A_{r3}$  и  $A_{r1}$ ), являющимися местами зарождения новой фазы. Это способствует формированию в диапазоне промышленных скоростей охлаждения листового проката 5-30 °C/с ГБ, а в сочетании с хромом – к повышению доли КПФ, отличающимися высокой пластичностью и хладостойкостью. Однако следует отметить, что при высоких показателях хладостойкости предложенной стали (работы удара вплоть до температуры испытаний минус 80 °C - не менее 200 Дж, температур  $T_{к6} = -15...-20^{\circ}\text{C}$  и  $\text{NDT} = -75...-80^{\circ}\text{C}$  для листов толщиной 50 мм) требуемые для сталей с индексом «Аrc40» значения критического раскрытия в вершине трещины CTOD при температуре испытаний минус 40°C обеспечиваются только до толщины проката 40 мм (при этом значение  $\text{CTOD}_{\text{ср}}$  находится ближе к нижнему пределу - 0,27 мм при требованиях не менее 0,20-25 мм).

**Выбор химических составов низколегированных сталей с индексом «Аrc» уровней прочности 355-460.** При выборе рационального легирования и микролегирования хладостойких сталей для Арктики основной задачей остается обеспечение стабильности прочностных характеристик в сочетании с высокими значениями работы удара по толщине листового проката и характеристик работоспособности при низких температурах. Наибольшие проблемы с обеспечением сочетания высокой хладостойкости и требуемой прочности листового проката уровней прочности 355-460, изготовленного по технологии ТМО+УО, возникают при изготовлении листового проката толщиной свыше 40 мм. Статистический анализ механических свойств, проведенный на 70-120 листах толщиной 40-60 мм из низколегированных судостроительных сталей с различным содержанием углерода и основных легирующих элементов (марганца, никеля, меди) категорий Е и F, изготовленных в промышленных условиях по технологии ТМО+УО, показал следующее, Таблица 3.14.

Для большинства составов получены высокие средние значения работы удара при температурах испытаний минус 40 и минус 60°C по толщине листового проката, однако наблюдаются единичные снижения, не соответствующие требованиям «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927, таблица 3.14.

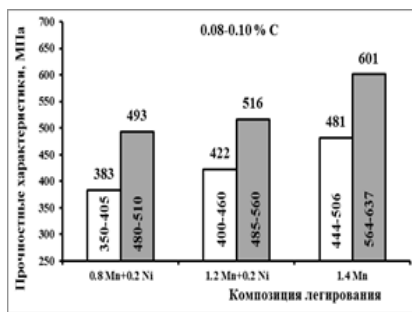
Низкоуглеродистая (0,08-0,10 % С) низколегированная сталь состава № 10, содержащая марганец в количестве 1,35-1,45 % без дополнительного легирования другими элементами (никелем и медью), микролегированная ванадием и ниобием, при высоких значениях прочностных характеристик на уровне сталей 420-460 МПа, Рисунок 3.48 а, и пластических (значения относительного удлинения 25...32 % при среднем значении 26,5 %) характеристиках не обеспечивает требуемую хладостойкость листового проката. Наблюдается значительный

разброс значений работы удара как на поверхности, так и в середине по толщине листа даже при температуре испытаний минус 40°C (значения работы удара на образцах от поверхности – 118...300 Дж при среднем значении 218 Дж, от середины по толщине - 10...300 Дж при среднем значении 126 Дж), таблица 3.14. Доля неудовлетворительных результатов испытаний на ударный изгиб для образцов, вырезанных из середины по толщине, составляет 28 %.

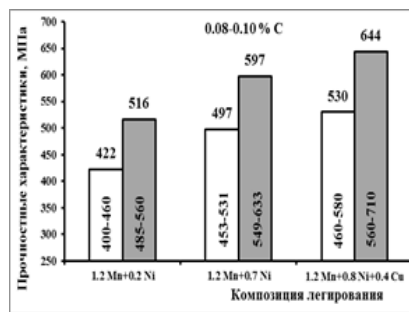
Таблица 3.14 - Влияние содержания углерода, марганца, никеля и меди на стабильность значений работы удара при температурах испытаний -40...-60°C

| Содержание углерода, % | Среднее содержание основных легирующих элементов | № состава | Средние значения работы удара при температурах испытаний -40 и -60 °С*, КВ, Дж, |          | % неудовлетворительных результатов по единичным значениям работы удара при температурах -40...-60°C |          |
|------------------------|--|-----------|---|----------|---|----------|
|                        |  |           | поверхность   | середина | поверхность   | середина |
| 0,08-0,10              | 1,4 % Mn   | 10        | 218*  | 126*     | 0   | 28       |
|                        | 0,8 % Mn+0, 2% Ni                                | 11        | 294*  | 291*     | 0   | 0        |
|                        | 1,2 % Mn+0,2 % Ni                                | 12        | 226*  | 207*     | 4   | 8        |
|                        | 1,2 % Mn+0,7 % Ni                                | 13        | 219   | 78       | 8   | 55       |
|                        | 1,2 % Mn+0,8 % Ni +0,4 % Cu                      | 14        | 149   | 129      | 19  | 36       |
| 0,05-0,07              | 1,2 % Mn+0,7 % Ni                                | 15        | 261   | 201      | 2   | 13       |
|                        | 1,2 % Mn+0,7 % Ni +0,2 % Cu                      | 16        | 222   | 199      | 0   | 7        |
|                        | 1,4 % Mn+0,5 % Ni+0,2 % Cu                       | 17        | 276   | 224      | 0   | 4        |

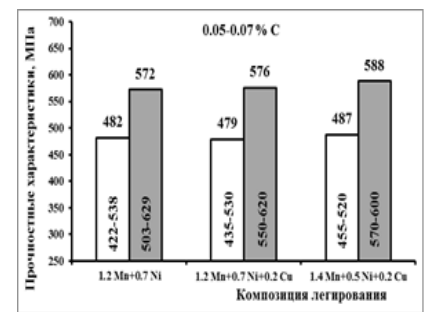
Примечание: \* Испытания на ударный изгиб проводились при температуре -40 °С.



а



б



в

Рисунок 3.48 – Влияние содержания марганца (а), никеля и меди (б, в) на прочностные характеристики листового проката из низколегированных сталей с различным содержанием углерода (а, б – 0,08...0,10 %, в – 0,05...0,07 %) (белые столбики – значения предела текучести, серые столбики – значения временного сопротивления) [271]

При снижении содержания марганца на 0,50-0,60 % при дополнительном легировании никелем в пределах 0,15-0,25 % в толстолистовом прокате из низколегированной стали состава № 11 удается обеспечить стабильное сочетание высокой пластичности (значения относительного удлинения 31...37 % при среднем значении 34 %) и работы удара при температуре испытаний минус 40 °С (значения работы удара на образцах от поверхности – 242...300 Дж при среднем значении 294 Дж, от середины по толщине - 166...300 Дж при среднем значении 291 Дж), таблица 3.14. При этом прочностные характеристики находятся на пределе требований к стали уровня прочности 355, Рисунок 3.48 а.

Увеличение содержания марганца на 0,40 % в низколегированной стали состава № 12 по отношению к стали состава № 11 способствует повышению предела текучести на 50-55 МПа, временного сопротивления - ~ на 20 МПа, Рисунок 3.48 а, обеспечивая требования к стали

уровня прочности 390. Одновременно наблюдается некоторое понижение пластичности стали (значения относительного удлинения 23...30 % при среднем значении 27 %), оставаясь на высоком уровне, а также средних значений работы удара при температуре испытаний минус 40°С на ~ 70-85 Дж и стабильности их значений (значения работы удара на образцах от поверхности – 20...300 Дж при среднем значении 226 Дж, от середины по толщине - 38...300 Дж при среднем значении 207 Дж) [271], Таблица 3.14.

Повышение содержания никеля на 0,50 % в низколегированной стали состава № 13 приводит к существенному росту прочностных характеристик на ~ 55-80 МПа, рисунок 3.48 б, удовлетворяющих требованиям к стали уровней прочности 420-460. Однако в сочетании с повышенным содержанием углерода 0,08-0,10 % такое изменение химического состава неблагоприятно с точки зрения стабильности значений относительного удлинения (диапазон полученных значений варьируется от 17 до 31 % при среднем значении 26 %) и работы удара при низких температурах, особенно в середине по толщине листового проката (в частности, при температуре испытаний -60 °С более 50 % значений ниже предъявляемых требований), Таблица 3.14. Значения работы удара на образцах от поверхности составляют 10...320 Дж при среднем значении 219 Дж, от середины по толщине - 10...229 Дж при среднем значении 78 Дж [271].

Уменьшение в низколегированной стали состава № 15 содержания углерода на 0,03 % по сравнению со сталью состава № 13 не вызывает существенного снижения прочностных характеристик - не более чем на 15-25 МПа по их средним значениям, оставаясь на уровне требований к сталям с гарантированным пределом текучести 420-460 МПа, рисунок 3.48 в. При этом значительно повышается пластичность (значения относительного удлинения 22...34 % при среднем значении 27 %) и хладостойкость стали (в частности, значения работы удара при температуре испытаний минус 60 °С в середине по толщине листов увеличилась ~ на 120 Дж). Значения работы удара на образцах от поверхности составляют 10...360 Дж при среднем значении 261 Дж, от середины по толщине - 10...398 Дж при среднем значении 201 Дж. Стабильность получения требуемых значений работы удара по толщине листового проката (косвенно оцениваемая по количеству полученных неудовлетворительных значений работы удара) возросла ~ в 4 раза по сравнению со сталью состава № 13, содержащей 0,08-0,10 % углерода [271], Таблица 3.14.

Дополнительное легирование низкоуглеродистой стали состава № 16 медью в небольших количествах (0,15-0,25 %) способствует снижению дисперсии значений временного сопротивления. При этом наблюдается повышение стабильности значений работы удара по толщине листового проката ~ в 2 раза (значения работы удара на образцах от поверхности составляют 84...296 Дж при среднем значении 222 Дж, от середины по толщине - 14...291 Дж при среднем значении 199 Дж). Прочностные характеристики находятся в пределах требований к сталям уровней прочности 420-460, Рисунок 3.48 в.

Однако установлено, что введение в сталь состава № 14, содержащую 0,75-0,85 % никеля, избыточного количества меди - 0,35...0,45 % обеспечивает получение наиболее высоких прочностных характеристик, удовлетворяющих требованиям к сталям уровней прочности 460-500, рисунок 3.48 б, при нестабильных результатах испытаний на ударный изгиб

при температуре минус 60 °С по толщине листового проката (значения работы удара на образцах от поверхности составляют 10...263 Дж при среднем значении 149 Дж, от середины по толщине - 11...217 Дж при среднем значении 129 Дж), Таблица 3.14, а также снижении значений относительного удлинения – 20...32 % при среднем значении 25 % [271].

Оптимальное сочетание прочностных характеристик, удовлетворяющих требованиям к сталям уровней прочности от 390 до 460 МПа, и наиболее стабильных (4 % единичных неудовлетворительных результатов для образцов, вырезанных из середины по толщине листового проката, Таблица 3.14) результатов испытаний на ударный изгиб, что продемонстрировано для низколегированной стали состава № 17, Рисунок 3.48 в. Значения предела текучести для листового проката из данной стали с содержанием углерода 0,05-0,07 %, марганца 1,35-1,45 %, никеля 0,45-0,55 % и меди 0,15-0,25 % составляют 455...520 МПа при среднем значении 487 МПа, временного сопротивления – 570...600 МПа, относительного удлинения – 24...30 %. Средние значения работы удара на образцах от поверхности - 276 Дж, от середины по толщине - 224 Дж.

На Рисунке 3.49 продемонстрированы минимальные значения критических температур  $T_{кб}$  и NDT по данным статистического анализа значений, полученных для листового проката толщиной от 30 до 60 мм из низкоуглеродистых (0,05-0,07 % С) низколегированных судостроительных сталей различных композиций легирования [271].

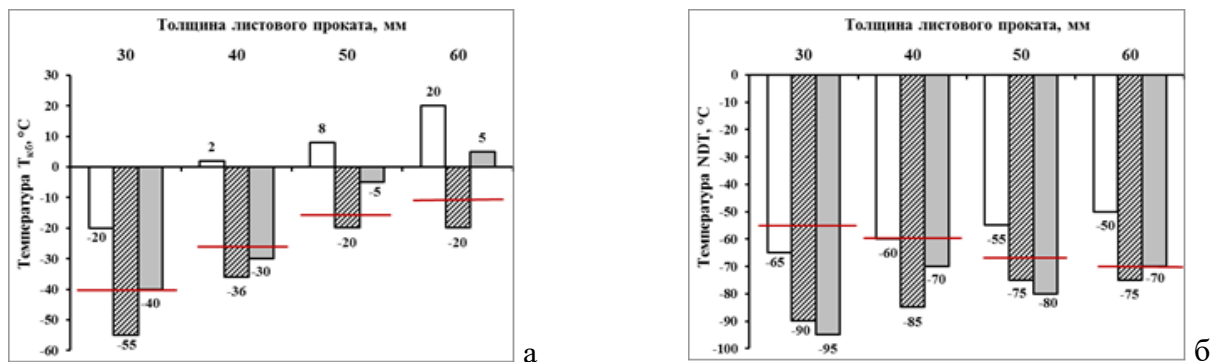


Рисунок 3.49 – Минимальные значения критических температур  $T_{кб}$  (а) и NDT (б) для листового проката толщиной 30-60 мм из низколегированных сталей различных композиций легирования (линии – требования к стали с индексом «Arc40»): белые столбики – (1,35-1,45) % Mn без Ni и Cu, заштрихованные столбики – (1,15-1,25) % Mn + (0,85-0,95) % (Ni +Cu), серые столбики – (1,15-1,25) % Mn + (1,15-1,25) % (Ni +Cu) [271]

В низкоуглеродистой низколегированной стали, содержащей марганец в количестве 1,35-1,45 % без никеля и меди, не достигаются требования к основной характеристике хладостойкости судостроительных сталей арктического применения – температуре  $T_{кб}$  даже при толщине листов 25-30 мм, Рисунок 3.49 а, которая зависит от степени однородности и изотропности структуры по толщине листового проката. Это связано с формированием в середине по толщине листов анизотропной ферритно-бейнитной структуры с крупными областями бейнита реечной морфологии протяженностью до 1,6 мм и ферритной оторочкой по их границам, при этом размер отдельных ферритных зерен достигает 40 мкм, Рисунок 3.50 а. Формирование такой структурной неоднородности не позволяет обеспечить высокие значения CTOD при температурах испытаний минус 40 °С и ниже для листового проката толщиной 50-60



мм. Температура NDT, которая не является чувствительной к неоднородности структуры по толщине проката из всех определяемых характеристик работоспособности, в стали данной композиции легирования (1,35-1,45 % марганца, без никеля и меди) может быть обеспечена на нижнем пределе требований также до толщины листового проката не более 40 мм [271].

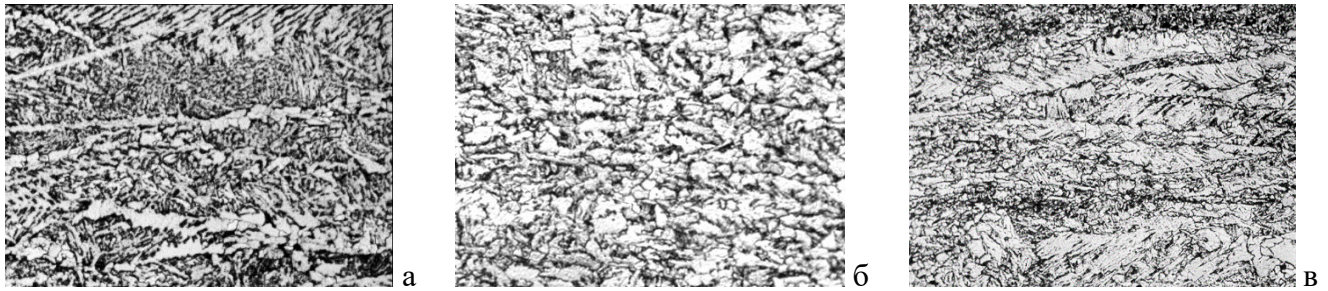


Рисунок 3.50 – Структура в середине по толщине 50 мм листового проката из низколегированных сталей различных композиций легирования: а – (1,35-1,45) % Mn без Ni и Cu; б – (1,15-1,25) % Mn + (0,85-0,95) % (Ni +Cu); в – (1,15-1,25) % Mn + (1,15-1,25) % (Ni +Cu)

Требования к критической температуре нулевой пластичности NDT могут быть обеспечены при совместном легировании стали марганцем, никелем и медью. Однако при суммарном содержании (Ni+Cu) - 1,15-1,25 % требуемые значения температуры вязкохрупкого перехода  $T_{кб}$  обеспечиваются в ограниченном диапазоне толщин листового проката (до 40 мм), Рисунок 3.49 б. Для больших толщин 50-60 мм минимальные значения  $T_{кб}$  повышаются до значений  $-5...+5$  °С и одновременно ухудшается стабильность параметра трещиностойкости стали (повышается температура испытаний до минус 20...минус 30°С, при которой обеспечивается выполнение требований к величине CTOD). В середине по толщине листового проката 50 мм из стали данной композиции легирования (1,15-1,25) % Mn + (1,15-1,25) % (Ni +Cu) сформирована бейнитная структура с бейнитом гранулярной и речной морфологии. Понижение критических точек бейнитного превращения, связанное с избыточным легированием элементов, стабилизирующих аустенит, приводит к формированию значительного количества продукта низкотемпературного распада - областей РБ, длина которых достигают 800 мкм, Рисунок 3.50 в, с чем и связано снижение характеристик работоспособности [271].

Во всем диапазоне рассматриваемых толщин листового проката 30-60 мм одновременное достижение требуемых характеристик хладостойкости ( $T_{кб}=-20...-55$ °С,  $NDT=-75...-90$ °С), а также высокой трещиностойкости по критерию критического раскрытия в вершине трещины CTOD при температурах от минус 40 до минус 60°С обеспечивается в низкоуглеродистой (0,05-0,07 % C) стали, легированной марганцем (1,15-1,25 %) при ограничении суммарного содержания (Ni+Cu) не более 1,0 %. Получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах обеспечивается за счет формирования дисперсной ферритно-бейнитной структуры с КПФ и бейнитом преимущественно гранулярной морфологии, при этом зерна  $\alpha$ -фазы характеризуются иррегулярными границами и развитыми субзерненным строением, а также не превышают 20 мкм даже в середине по толщине листового проката, Рисунок 3.50 б.

Таким образом, для повышения стабильности прочностных и пластических свойств,

характеристик хладостойкости и трещиностойкости для листового проката толщиной не менее 40 мм наиболее эффективна замена части никеля на медь, содержание которой должно быть строго ограничено – не более 0,2 %. При таком комплексном легировании Ni и Cu и ограничении их суммарного содержания (не более 1 %) управление прочностными характеристиками для уровней прочности от 355 до 460 возможно за счет варьирования содержания марганца от 1,1 до 1,5 %.

В рамках ОКР «Арктическая сталь» [282] для обеспечения требуемого комплекса прочностных, вязко-пластических свойств и характеристик работоспособности листового проката из низколегированной стали с индексом «Агс» с гарантированным пределом текучести 355 и 390 МПа толщиной до 50 мм было предложено сужение диапазонов легирующих элементов –  $(0,05-0,07)\%C+(1,15-1,35)\%Mn+(0,55-0,70)\%Ni+(0,05-0,20)\%Cu$ , Таблица 3.15. В качестве микролегирующего элемента выбран ниобий. Это позволило обеспечить требуемый диапазон значений  $C_{экв}=0,28...0,39$  %.

Таблица 3.15 - Разработанные химические составы низколегированных судостроительных сталей с индексом «Агс»

|                        | Марка стали                    |      | C    | Si   | Mn   | Cr   | Cu            | Ni   | Mo   | V     | P     | S     | Al   | Nb   | Ti    | N     | Ca     | $C_{эв}$ |
|------------------------|--------------------------------|------|------|------|------|------|---------------|------|------|-------|-------|-------|------|------|-------|-------|--------|----------|
| Патент<br>2681094      | F36Agс-<br>F40Agс до<br>50мм   | мин  | 0,05 | 0,15 | 1,15 | -    | 0,05          | 0,55 | -    | -     | 0,001 | 0,001 | 0,02 | 0,02 | -     | 0,001 | 0,0001 | 0,28     |
|                        |                                | макс | 0,07 | 0,35 | 1,35 | 0,15 | 0,20          | 0,70 | -    | 0,01  | 0,010 | 0,005 | 0,05 | 0,04 | 0,005 | 0,009 | 0,030  | 0,39     |
| Технические<br>условия | F420Agс-<br>F460Agс до<br>50мм | мин  | 0,05 | 0,15 | 1,3  | 0,05 | $\Sigma=0,65$ | -    | 0,01 | -     | -     | -     | 0,02 | 0,02 | -     | -     | 0,0001 | 0,32     |
|                        |                                | макс | 0,07 | 0,35 | 1,5  | 0,2  | $\Sigma=0,95$ | 0,08 | 0,03 | 0,010 | 0,005 | 0,05  | 0,04 | -    | 0,008 | 0,005 | 0,45   |          |

Для повышения прочностных характеристик в составе стали с индексом «Агс» с гарантированным пределом текучести 420 и 460 МПа, разработанной в рамках ОКР «Арктическая сталь-2», незначительно увеличено содержание марганца на 0,15 % и никеля на 0,10 %, Таблица 3.15. Для разбиения более крупных областей РБ, вероятность формирования которых повышается даже при столь небольшом увеличении содержания элементов, стабилизирующих аустенит, использован ранее предложенный способ, направленный на интенсификацию ферритного превращения в сочетании с формированием структуры гранулярного бейнита с помощью дополнительного введения добавок хрома, молибдена и ванадия.

Повышение прокаливаемости за счет хрома и молибдена приводит к расширению бейнитного интервала при высоких скоростях охлаждения – от 10 °С/с и более, способствуя повышению прочности за счет выделения РБ наряду с ГБ. При этом, являясь ферритообразующими элементами, хром и ванадий ускоряет ферритное превращение, повышая начало его выделения на 30-40 °С, Рисунок 3.51 а, что способствует разбиению исходных границ БАЗ, и как следствие, формированию более дисперсных областей РБ. Введение добавки молибдена, оказывая существенное влияние на термодинамическую активность углерода, позволяет сместить перлитное превращение в сторону низких скоростей охлаждения – менее 3°С/с, обеспечивая формирование ферритно-бейнитной структуры по всему сечению толстых листов вплоть до 100 мм.



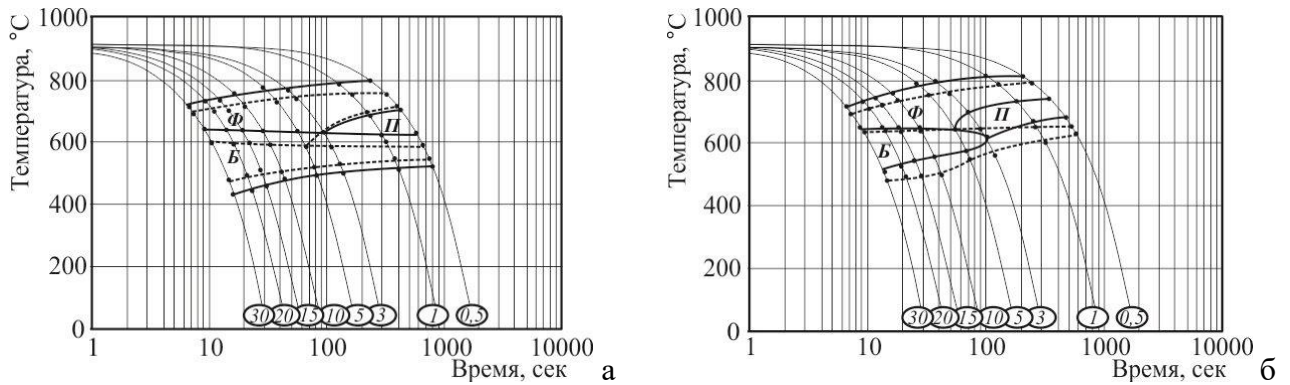


Рисунок 3.51 - Термокинетические диаграммы  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения мелкозернистого деформированного аустенита низколегированных сталей:  
 а – 0,06 % С + 1,4 % Мn+0,75 %  $\Sigma$  (Ni+Cu) без Cr, Мо, V ( - - - ) и содержащая 0,3 %  $\Sigma$ (Cr+Mo)+0,03 % V ( — );  
 в – 0,06 % С + 1,4 % Мn+0,1 % Мо + ( - - - 0,65 %  $\Sigma$  (Ni+Cu) без хрома и — 0,45 %  $\Sigma$  (Ni+Cu) +0,2 % Cr)

Следует отметить, что использование ранее предложенного способа замены части элементов, стабилизирующих аустенит (0,65 %  $\Sigma$  (Ni+Cu)) на хром – (0,45 %  $\Sigma$  (Ni+Cu) + 0,20 % Cr), целесообразно для сталей уровней прочности 355-390 [277] вследствие интенсификации ферритного превращения и повышения температур бейнитного интервала до температур 650-530°C даже при скорости охлаждения 30°C/с, Рисунок 3.51 б, что обуславливает протекание бейнитного превращения по первой высокотемпературной ступени. Однако формирование смеси КПФ и ГБ без наличия дисперсной реечной составляющей не позволяет обеспечить требуемую прочность для стали с гарантированным пределом текучести 420-460 МПа.

Таким образом, разработана научно обоснованная концепция легирования низкоуглеродистых низколегированных марганцево-никелевых хладостойких сталей с индексом «Агс», позволяющая обеспечить формирование заданной структуры при ТМО+УО, предусматривающая:

- увеличение содержания марганца в пределах диапазона 1,1...1,5 % и никеля – на не более ~ 0,2 % для повышения прочностных характеристик (уровня прочности стали);
- ограничение суммарного содержания элементов, стабилизирующих аустенит, - никеля и меди - не более 1 %, что обеспечивает снижение количества РБ, и получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах;
- замену части никеля на медь при ограничении ее содержания – не более 0,2 % для снижения анизотропии механических свойств по сечению листового проката больших толщин;
- введение добавок ферритообразующих элементов – хрома (0,05-0,20 %) и ванадия (0,01-0,03 %), что способствует интенсификации выделения квазипolygonального феррита в сочетании с формированием ГБ для разбиения отдельных крупных областей реечного бейнита размером более 100 мкм, вероятность формирования которых повышается при увеличении содержания никеля и марганца, вводимых для достижения требуемого уровня прочности стали;
- ограничение содержания ниобия в количестве 0,02-0,04 %, что обеспечивает равномерное протекание многократной статической рекристаллизации по сечению крупномасштабных заготовок при сдерживании собирательной рекристаллизации в

центральных слоях листового проката;

- введение молибдена в количестве 0,08-0,11 %, предотвращающего выделение феррита по границам аустенитных зерен.

### 3.3.2. Низкоуглеродистые экономнолегированные судостроительные стали

Химические составы высокопрочных сталей должны гарантировать формирование бейнитной или бейнитно-мартенситной (при минимальном количестве – не более 10 % в сталях уровня прочности 500 или полном отсутствии ферритной составляющей в более прочных сталях) в диапазоне скоростей охлаждения 50-5 °С/с, характерных для охлаждения поверхностных слоев и середины по толщине листов до 50-60 мм при закалке с прокатного или отдельного печного нагрева в промышленных условиях.

Проведенные исследования фазовых и структурных превращений в высокопрочных экономнолегированных сталях с различным  $C_{экв}=0,45-0,60$  % (за счет варьирования содержания Cr и суммарного содержания Ni, Cu и Mo показали следующее, Рисунок 3.52.

В стали, содержащей ~1,1 % Cr+2,0 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo), ферритное превращение наблюдается в широком диапазоне скоростей охлаждения - от наиболее низких до 20 °С/с, рисунок 3.52 а. Повышение суммарного содержания никеля, меди и молибдена на ~0,5 % (до ~2,5 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) без изменения содержания хрома (~1,1 % Cr) приводит к сдвигу области выделения феррита вправо до скоростей 5-7 °С/с, характерных для охлаждения толстолистового проката в середине по толщине (30-60 мм) при закалке. Следует отметить, что при данном содержании хрома без повышения содержания элементов, стабилизирующих аустенит, исключить формирование феррита в структуре толстолистового проката при закалке не удастся.

Снижение содержания хрома на ~0,4 % без изменения  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)=~2,5 % сдвигает область выделения феррита на термокинетической диаграмме в диапазон более низких скоростей охлаждения (менее 5 °С/с), уменьшая вероятность появления феррита в середине по толщине толстолистового проката (30-60 мм), Рисунок 3.52 б. Повышение суммарного содержания никеля, меди и молибдена до 3 % при том же содержании хрома (0,7 %) способствует стабилизации аустенита и обеспечивает формирование бейнитно-мартенситной структуры в интервале скоростей охлаждения от 1 до 20 °С/с. При более высоких скоростях охлаждения, характерных для поверхности листового проката при закалке (30 °С/с и выше), в стали формируется преимущественно мартенситная структура, Рисунок 3.52 б.

Дальнейшее снижение содержания хрома от ~0,7 до 0,5 % при  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)=~2,5 % также позволяет обеспечить формирование бейнитно-мартенситной структуры в широком диапазоне скоростей охлаждения от менее 3-5 до 50 °С/с, характерных для охлаждения различных слоев толстолистового проката до 60 мм при закалке, рисунок 3.52 в. Понижение суммарного содержания никеля, меди и молибдена на 0,5 % (до 2 %) при массовой доле хрома ~0,5 % приводит к протеканию ферритного превращения при скоростях охлаждения 20 °С/с и менее, Рисунок 3.52 г, что не позволит обеспечить необходимую прокаливаемость для сталей уровней прочности 620...750.

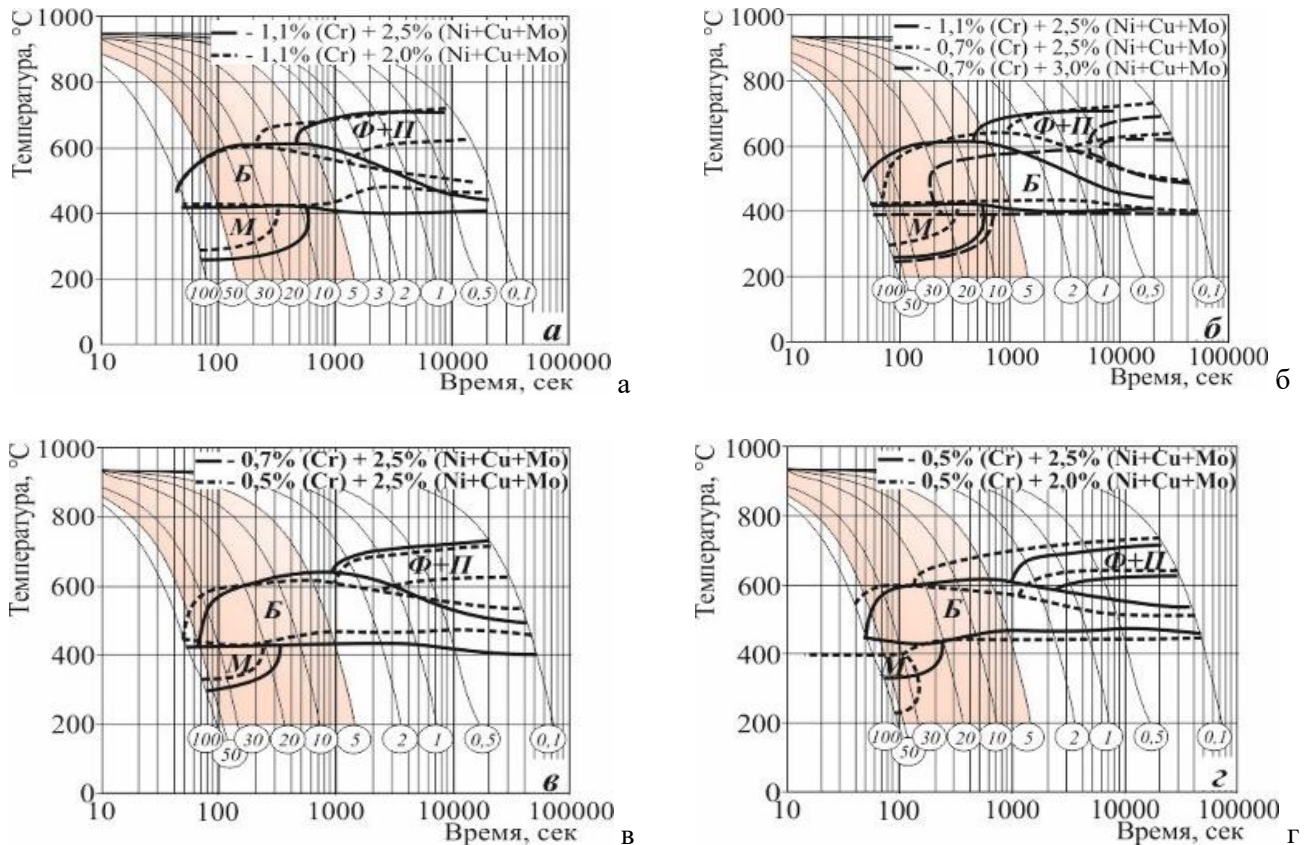


Рисунок 3.52 - Термокинетические диаграммы  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения мелкозернистого недеформированного аустенита экономнолегированных сталей с различным содержанием хрома и суммарного содержания никеля, меди и молибдена:

- а – варьирование  $\Sigma (\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})=2,0$  и  $2,5$  % при содержании Cr - 1,1 %;
- б – варьирование содержания Cr (1,1 и 0,7 %) при  $\Sigma (\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})=2,5$  %, а также  $\Sigma (\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})=2,5$  и  $3,0$  % при содержании Cr - 0,7 %;
- в - варьирование содержания Cr (0,7 и 0,5 %) при  $\Sigma (\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})=2,5$  %;
- г - варьирование  $\Sigma (\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})=2,0$  и  $2,5$  % при содержании Cr - 0,5 %

Таким образом, формирование бейнитно-мартенситной или мартенситной структуры в диапазоне скоростей охлаждения (от  $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  и более), характерных для закалки листов толщиной до 60 мм, может быть получено в сталях с  $C_{\text{экв}}=0,51-0,59$  % с суммарным содержанием  $(\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo}) \sim 2,5-3,0$  % при содержании Cr -  $\sim 0,5-0,7$  %. Повышение содержания хрома до  $\sim 1$  % и более при суммарном содержании  $(\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo}) \sim 2,5$  % способствует протеканию ферритного превращения при скоростях охлаждения  $5-7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , характерных для охлаждения середины по толщине листов 50-60 мм. Снижение суммарного содержания элементов, стабилизирующих аустенит, до  $\sim 2$  % способствует протеканию ферритного превращения при скоростях охлаждения вплоть до  $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , проводя к наличию ферритной составляющей не только в середине по толщине толстолистового проката, но и в его четверти, позволяя обеспечить уровень прочности 500 на пределе требований.

В связи с вышеописанными особенностями  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при непрерывном охлаждении в низкоуглеродистых высокопрочных сталях при использовании экономного легирования ( $C_{\text{экв}}$  не более 0,60 %), обусловленных высокой чувствительностью ферритного превращения к варьированию содержания основных легирующих элементов, сохранить требуемый комплекс механических свойств в сочетании с характеристиками хладостойкости и

трещиностойкости при низких температурах в судостроительных сталях широкого спектра прочности – от 500 до 750 МПа становится затруднительным для листового проката толщиной от 25-30 мм и более.

Для исследований влияния содержания основных легирующих элементов (никеля, меди, хрома и молибдена, Таблица 3.16) на достижение требуемого уровня прочности в совокупности с высокой хладостойкостью был выбран листовой прокат толщиной 50-60 мм, изготовленный в промышленных условиях по технологиям З+О и ЗПН+О.

Таблица 3.16 – Содержание углерода и основных легирующих элементов в исследованных плавках

| № химического состава | Содержание химического элемента, масс. % |           |        |                  |                  |
|-----------------------|--|-----------|--------|------------------|------------------|
|                       | C  | Mn        | Cr     | Σ (Ni + Cu + Mo) | C <sub>экв</sub> |
| 1                     | 0,09-0,10                                | 0,55-0,65 | ~ 0,5  | ~ 2,0            | 0,46             |
| 2                     |  |           | ~ 0,7  | ~ 2,5            | 0,54             |
| 3                     |  |           | ~ 0,75 | ~ 3,0            | 0,59             |
| 4                     |  |           | ~ 0,8  | ~ 4,0            | 0,66             |
| 5                     |  |           | ~ 1,1  | ~ 2,5            | 0,61             |

З+О. В Таблице 3.17 представлены механические свойства листового проката толщиной 30-35 и 50-60 мм, изготовленного по технологии З+О, в зависимости от содержания основных легирующих элементов – хрома, никеля, меди и молибдена.

Таблица 3.17 – Уровень механических свойств, достигаемый в толстолистовом прокате из судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести 500-690 МПа различного легирования, изготовленном по технологии З+О

| № химического состава | Основные легирующие элементы     | Толщина листов, мм | Механические свойства, мин-макс/среднее значения |  |  |                     |                |
|-----------------------|----------------------------------|--------------------|--|--|--|---------------------|----------------|
|                       |                                  |                    | Предел текучести σ <sub>0,2</sub> , МПа          | Временное сопротивление σ <sub>в</sub> , МПа | Относительное удлинение δ <sub>5</sub> , % | Работа удара KV, Дж |                |
|                       |                                  |                    |  |  |  | Поверхность         | середина       |
| 1                     | ~ 0,5 % Cr+<br>2,0% (Ni + Cu+Mo) | 50                 | <u>510-550</u>                                   | <u>610-660</u>                               | <u>22-26</u>                               | <u>179-258</u>      | <u>134-241</u> |
|                       |                                  |                    | 529  | 631  | 24   | 221                 | 188            |
| 2                     | ~ 0,7 % Cr+<br>2,5% (Ni + Cu+Mo) | 35                 | <u>580-640</u>                                   | <u>680-730</u>                               | <u>21-22,5</u>                             | <u>113-246</u>      | -              |
|                       |                                  | 615                | 708  | 22   | 177  | -                   |                |
| 2                     |                                  | 50                 | <u>590-640</u>                                   | <u>690-740</u>                               | <u>21-25</u>                               | <u>60-170</u>       | <u>15-170</u>  |
|                       |                                  | 614                | 716  | 23   | 130  | 107                 |                |
| 3                     | ~ 0,8 % Cr+<br>3,0% (Ni + Cu+Mo) | 35                 | <u>670-770</u>                                   | <u>760-850</u>                               | <u>18,5-22,5</u>                           | <u>155-243</u>      | -              |
|                       |                                  | 710                | 790  | 20   | 218  | -                   |                |
| 3                     |                                  | 50                 | <u>640-670</u>                                   | <u>740-770</u>                               | <u>21,5-24</u>                             | <u>103-196</u>      | <u>79-154</u>  |
|                       |                                  | 654                | 755  | 23   | 158  | 113                 |                |
| 4                     | ~ 0,8 % Cr+<br>4,0% (Ni + Cu+Mo) | 34                 | <u>697-713</u>                                   | <u>754-777</u>                               | <u>18-21,5</u>                             | <u>211-248</u>      | -              |
|                       |                                  | 709                | 767  | 20   | 227  | -                   |                |
| 4                     |                                  | 50-60              | <u>654-707</u>                                   | <u>731-765</u>                               | <u>19-23</u>                               | <u>214-304</u>      | <u>166-257</u> |
|                       |                                  | 679                | 743  | 20,5   | 254  | 221                 |                |
| 5                     | ~ 1,1 % Cr+<br>2,5% (Ni + Cu+Mo) | 30                 | <u>600-610</u>                                   | <u>650-660</u>                               | <u>20,5-21,5</u>                           | <u>238-260</u>      | -              |
|                       |                                  | 605                | 655  | 21   | 251  | -                   |                |
| 5                     |                                  | 50-60              | <u>550-584</u>                                   | <u>610-656</u>                               | <u>18,5-25</u>                             | <u>180-299</u>      | <u>162-310</u> |
|                       |                                  | 563                | 630  | 22   | 255  | 231                 |                |

Низкоуглеродистая (0,08-0,10 % С) высокопрочная сталь состава № 1 с  $C_{\text{экв}}=0,46$  %, содержащая  $\sim 0,5$  % Cr при  $\Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo}) \sim 2,0$  %, при использовании традиционной технологии З+О в листовом прокате толщиной 50 мм обеспечивает прочностные характеристики на пределе требований к стали уровня прочности 500 при высокой пластичности. Наблюдается высокий уровень работы удара как на поверхности, так и в середине по толщине листов даже при температуре испытаний минус 60°C (значения работы удара варьируются от 134 до 258 Дж).

Увеличение содержания Cr на  $\sim 0,2$  % и  $\Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$  на  $\sim 0,5$  % в стали состава № 2 с  $C_{\text{экв}}=0,54$  % позволяет существенно повысить прочностные характеристики – на 85 МПа по их средним значениям при сохранении высокой пластичности (значения относительного удлинения – 21...25 %), что удовлетворяет требованиям к стали уровня прочности 550, а в случае использования более низких температур отпуска – и стали 620. В листовом прокате толщиной 35 мм обеспечивается требуемый уровень работы удара при температуре испытаний минус 60°C. В листах больших толщин значения работы удара понижаются и отличаются нестабильными результатами единичных испытаний, при этом сохраняются требуемые средние значения по всему сечению (107-130 Дж). Это указывает на ограничение в применении стали такого экономного легирования для производства листового проката уровня прочности 550-620 толщиной свыше 35 мм при использовании технологии З+О.

Увеличение  $\Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$  до  $\sim 3,0$  % при сохранении  $\sim 0,8$  % хрома в стали состава № 3 с  $C_{\text{экв}}= 0,59$  % по сравнению со сталью состава № 2 способствует значительному повышению прочностных характеристик в листовом прокате толщиной 35 мм  $\sim$  на 80-95 МПа, что обеспечивает требования к стали уровня 690. При этом значения работы удара при температуре испытаний минус 60 °С увеличиваются в среднем  $\sim$  на 40 Дж, составляя 155...243 Дж. Для более толстых листов 50 мм прочность повышается  $\sim$  на 40 МПа, достигая требований лишь к стали уровня прочности 620. При этом значения относительного удлинения сохраняются на требуемом уровне (например, для листов толщиной 50 мм – 21,5...24 %), а стабильность полученных значений работы удара при температуре испытаний минус 60 °С повышается (значения работы удара на образцах от поверхности - 103...196 Дж, от середины по толщине - 80...154 Дж).

Дальнейшее увеличение  $\Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$  до  $\sim 4,0$  % при близком ( $\sim 0,8$  %) содержании хрома в стали состава № 4 с  $C_{\text{экв}}= 0,66$  % по сравнению со сталью состава № 3 практически не оказывает влияния на прочностные и пластические характеристики листового проката, изготовленного по технологии З+О. При этом уровень работы удара при температуре испытаний минус 60 °С листового проката отличается высокой стабильностью получаемых результатов, превышая 166 Дж, как для листового проката толщиной 34 мм, так и 50-60 мм.

Повышение содержания Cr на  $\sim 0,4$  % в стали с  $C_{\text{экв}}=0,61$  % состава № 5 по сравнению со сталью состава № 2 при том же  $\Sigma (\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo}) - \sim 2,5$  % приводит к получению более низких значений прочностных характеристик, удовлетворяющих требованиям в стали уровня прочности 550 в толщинах до 35 мм и 500 в толщинах до 60 мм. Пластичность стали состава № 5 по сравнению с составом № 2 существенно не изменяется. Значения работы удара при

температуре испытаний минус 60 °С листового проката из стали состава № 5 превышает 162 Дж и идентичны уровню, полученному для стали состава № 4 (0,8 % Cr+4,0 % (Ni + Cu +Mo)).

ЗПН+О. В Таблице 3.18 представлены механические свойства листового проката толщиной 35-40 и 50-60 мм, изготовленного по технологии ЗПН+О, из высокопрочных сталей тех же пяти исследованных плавок.

Таблица 3.18 – Уровень механических свойств, достигаемый в толстолистовом прокате из судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести 500-690 МПа различного легирования, изготовленном по технологии ЗПН+О

| № химического состава | Основные легирующие элементы     | Толщина листов, мм | Механические свойства, мин-макс/среднее значения |  |  |                      |                |
|-----------------------|----------------------------------|--------------------|--|--|--|----------------------|----------------|
|                       |                                  |                    | Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа            | Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа | Относительное удлинение $\delta_5$ , % | Работа удара KV, Дж, |                |
|                       |                                  |                    |  |  |  | Поверхность          | середина       |
| 1                     | ~ 0,5 % Cr+<br>2,0% (Ni + Cu+Mo) | 50                 | <u>590-660</u>                                   | <u>670-740</u>                           | <u>21-23</u>                           | <u>159-194</u>       | <u>157-184</u> |
|                       |                                  |                    | 630  | 712                                      | 22                                     | 176                  | 174            |
| 2                     | ~ 0,7 % Cr+<br>2,5% (Ni + Cu+Mo) | 35                 | <u>700-730</u>                                   | <u>750-780</u>                           | <u>19-20</u>                           | <u>196-245</u>       | -              |
|                       |                                  | 50                 | <u>660-760</u>                                   | <u>730-810</u>                           | <u>19-22</u>                           | <u>135-193</u>       | <u>153-185</u> |
| 3                     | ~ 0,8 % Cr+<br>3,0% (Ni + Cu+Mo) | 35                 | <u>720-840</u>                                   | <u>780-880</u>                           | <u>16,5-21</u>                         | <u>202-324</u>       | -              |
|                       |                                  | 50                 | <u>700-830</u>                                   | <u>760-870</u>                           | <u>17-21,5</u>                         | <u>182-226</u>       | <u>188-205</u> |
| 4                     | ~ 0,8 % Cr+<br>4,0% (Ni + Cu+Mo) | 40                 | <u>630-710</u>                                   | <u>740-790</u>                           | <u>20-22</u>                           | <u>174-195</u>       | -              |
|                       |                                  | 50-60              | <u>608-666</u>                                   | <u>690-737</u>                           | <u>22-25,5</u>                         | <u>172-227</u>       | <u>111-228</u> |
| 5                     | ~ 1,1 % Cr+<br>2,5% (Ni + Cu+Mo) | 50                 | <u>520-580</u>                                   | <u>620-660</u>                           | <u>24-28</u>                           | <u>183-255</u>       | <u>125-215</u> |
|                       |                                  |                    | 562  | 643                                      | 25                                     | 207                  | 180            |

Экономнолегированная сталь состава № 1, содержащая ~ 0,5 % Cr+ ~ 2,0 %  $\Sigma$  (Ni + Cu +Mo) при использовании энергосберегающей технологии ЗПН+О позволяет обеспечить прочностные характеристики на уровне требований к сталям с гарантированным пределом текучести 500-620 МПа при сохранении высокой пластичности. Значения работы удара при температуре испытаний минус 60°С отличаются высокой стабильностью значений по толщине листов 50 мм и составляют 157...194 Дж.

Увеличение содержания Cr на 0,2 % и  $\Sigma$  (Ni + Cu +Mo) на 0,5 % в стали состава № 2 по отношению к стали состава № 1 позволяет существенно повысить прочностные характеристики – на ~ 85 МПа по средним значениям предела текучести и ~ на 60 МПа - временного сопротивления при сохранении высокой пластичности, удовлетворяя требованиям к стали уровней прочности 620-690. Для листов толщиной 35 мм обеспечены более высокие значения работы удара при температуре испытаний минус 60°С (196...245 Дж). В листовом прокате больших толщин значения работы удара немного ниже и идентичны значениям, полученным для стали состава № 1 (в диапазоне 135...193 Дж по всей толщине исследованных листов 50 мм).

Увеличение  $\Sigma$  (Ni + Cu +Mo) до 3,0 % при сохранении ~ 0,8 % хрома в стали состава № 3

по сравнению со сталью состава № 2 способствует дальнейшему повышению прочностных характеристик ~ на 50-60 для листового проката толщиной 50 мм и ~ на 70-80 МПа для листов толщиной 35 мм, достигая требований к стали уровней прочности 690-750. При этом значения работы удара при температуре испытаний минус 60 °С увеличиваются в среднем ~ на 30 Дж, составляя 182...226 Дж по всему сечению листов толщиной 50 мм.

Стали состава № 4 с избыточным  $\Sigma$  (Ni + Cu + Mo) ~ 4,0 % при близком к стали состава № 3 содержании Cr (~ 0,8 %) при технологии ЗПН+О не позволяет обеспечить высокие прочностные характеристики листового проката, что соответствует значениям, полученным для существенно менее легированной стали состава № 1, - на уровне требований к сталям с гарантированным пределом текучести 550-620 МПа. Одновременно наблюдается снижение стабильности получаемых результатов испытаний на ударный изгиб при температуре испытаний минус 60 °С для образцов от поверхности и из середины толстых листов 50 мм (составляющих 172...227 Дж вблизи поверхности и 111...228 Дж в центральных слоях), что свидетельствует о формировании большей степени анизотропии и неоднородности бейнитно-мартенситной структуры по толщине листового проката, изготовленного с использованием ЗПН+О, при увеличении  $\Sigma$  (Ni + Cu + Mo) свыше 3 %.

Аналогичная картина наблюдается и при повышении содержания Cr на ~ 0,4 % в стали состава № 5 по отношению к стали состава № 2 с тем же  $\Sigma$  (Ni + Cu + Mo) ~ 2,5 %. При этом получаемый уровень прочностных характеристик снижается на ~ 130...150 МПа, удовлетворяя лишь требованиям к стали уровней прочности 500-550. Также, как и в стали состава № 4, в стали состава № 5 возрастает анизотропия работы удара по сечению листов больших толщин, а также дисперсия ее значений в середине по толщине листов 50 мм (значения работы удара на образцах от поверхности составляют 183...255 Дж, от середины по толщине - 125...215 Дж). При этом обеспечивается наиболее высокая пластичность стали (значения относительного удлинения составляют 24...28 %).

Таким образом, установлено, что в сталях с  $C_{\text{экр}}$  не более 0,6 % при использовании технологии ЗПН+О (в отличие от технологии З+О) обеспечивается снижение анизотропии значений работы удара на образцах, вырезанных из различных мест по сечению листов больших толщин, а также не наблюдается существенной разницы в значениях прочностных характеристик при увеличении толщины листового проката, что может объясняться высокой степенью однородностью структуры по толщине в РСЭ при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  с выраженной дислокационной субструктурой в рейках РМ и РБ. В сталях с повышенным содержанием хрома (более 1 %) и суммарного содержания никеля, меди и молибдена (более 3,5%) при использовании технологии ЗПН+О наблюдается снижение стабильности значений работы удара (увеличения разброса его значений), а также ростом анизотропии значений работы удара по сечению толстолистового проката. В связи с этим для сталей данных составов более рационально использование технологии З+О.

Выбор химических составов экономнолегированных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 500-750. Выбор стали, содержащей ~ 0,5 % Cr и ~ 2 %  $\Sigma$  (Ni + Cu + Mo), при использовании технологии З+О позволяет обеспечить сочетание прочности на уровне 500 и



высокой хладостойкости (работы удара при температуре испытаний минус 60°C (134-258 Дж), критических температур  $T_{кб}$  и  $NDT = -38$  и  $-100$  °C соответственно) за счет формирования преимущественно структур гранулярной морфологии (до 75 % (ГБ+КПФ)) в листах толщиной до 35 мм при отсутствии крупных карбидных частиц (п. 3.2.2). Однако увеличение доли КПФ в центральных слоях листов свыше 35 мм ограничивает область температур, в которой сохраняются требуемые значения параметра трещиностойкости листового проката больших толщин, соответствуя требованиям не выше «Агс30» (значения  $CTOD_{cp}=0,15$  мм при температуре испытаний минус 40°C,  $CTOD_{cp}=0,62$  мм при минус 30°C), при значительном повышении температуры  $T_{кб}$  на 46°C, Рисунок 3.53.

Использование ЗПН+О для стали данного состава обуславливает повышение прочностных характеристик на 80-100 МПа за счет увеличения доли РБ при одновременном снижении значений работы удара, Таблица 3.19, вследствие формирования структурных составляющих с различными морфологическими признаками – бейнита реечной и гранулярной морфологии при наличии в структуре толстых листов КПФ, доля которого превышает 10 %.

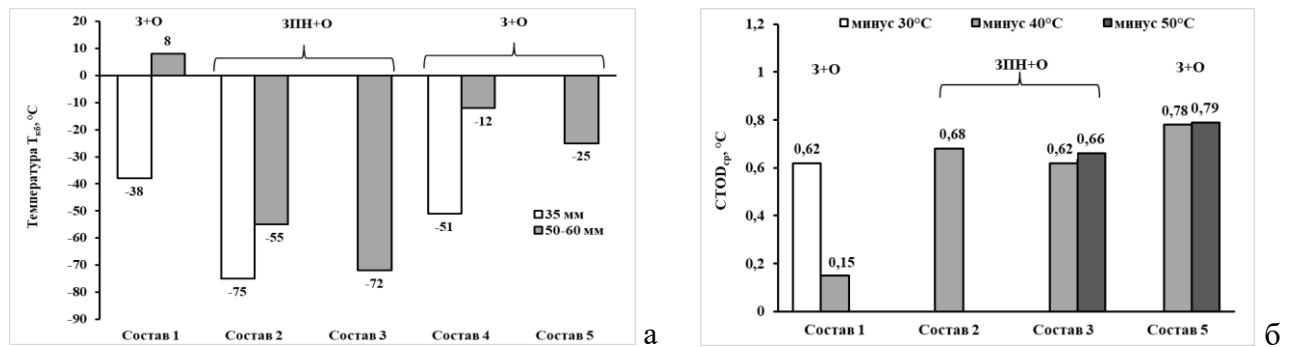


Рисунок 3.53 – Значения температуры  $T_{кб}$  (а) и  $CTOD_{cp}$  (б) для листового проката толщиной 30-60 мм из экономнолегированных высокопрочных сталей с различным содержанием Cr и суммарной доли  $\Sigma$  (Ni + Cu+Mo)

Таблица 3.19 – Разница в средних значениях механических свойств листового проката, изготовленного по технологии ЗПН по отношению к 3+О

| № химического состава | Основные легирующие элементы   | Толщина листов, мм | Механические свойства, мин-макс/среднее значения |  |                      |                     |
|-----------------------|--------------------------------|--------------------|--|--|----------------------|---------------------|
|                       |                                |                    | Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа            | Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа | Работа удара KV, Дж, |                     |
|                       |                                |                    |  |  | Поверхность          | Середина по толщине |
| 1                     | 0,5 % Cr+<br>2,0% (Ni + Cu+Mo) | 50                 | +101   | +81                                      | -45                  | -14                 |
| 2                     | 0,7 % Cr+<br>2,5% (Ni + Cu+Mo) | 35                 | +100   | +54                                      | +42                  | -                   |
|                       |                                | 50                 | +102   | +56                                      | +42                  | +63                 |
| 3                     | 0,7 % Cr+<br>3,0% (Ni + Cu+Mo) | 35                 | +76  | +48                                      | +17                  | -                   |
|                       |                                | 50                 | +119   | +65                                      | +46                  | +84                 |
| 4                     | 0,8 % Cr+<br>4,0% (Ni + Cu+Mo) | 40                 | -41  | -1                                       | -40                  | -                   |
|                       |                                | 50-60              | -34  | -24                                      | -54                  | -60                 |
| 5                     | 1,1 % Cr+<br>2,5% (Ni + Cu+Mo) | 50                 | -1   | +13                                      | -48                  | -51                 |

Наиболее эффективно применение технологии ЗПН+О отмечается при повышении содержания хрома до ~ 0,7-0,8 % Cr при суммарной доле (Ni + Cu+Mo) – ~ 2,5-3 % (составы №

2 и 3), обуславливающее увеличение средних значений предела текучести на 80-120 МПа, временного сопротивления – ~ на 50-80 МПа (удовлетворяющих требованиям к сталям уровней прочности 620-690 и 690-750 соответственно для составов №№ 2 и 3) в совокупности с повышением уровня работы удара: ~ на 40 Дж вблизи поверхности и ~ на 65-85 Дж в середине по толщине листов 50 мм по их средним значениям. При этом значения температуры  $T_{кб}$  снижаются до -55.....-75 °С, значения температуры NDT сохраняются в пределах -75...-95 °С, а средние значения CTOD составляют 0,62-0,68 мм при температурах испытаний минус 40...минус 50 °С, соответствуя требованиям к сталям с индексами от «Arc50» и выше, рисунок 3.53. Кроме того, примечательно, что для листов толщиной 50 мм из сталей данных составов после ЗПН+О обеспечены близкие значения работы удара для образцов, вырезанных от поверхности и из середины по толщине, что может объясняться высокой степенью однородностью структуры по толщине в РСЭ при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  с выраженной дислокационной субструктурой в рейках РМ и РБ, установленной в п. 3.2.1, несмотря на более грубое строение бейнитных кристаллитов и разнотерность БАЗ.

Выбор составов №№ 2 и 3 ((~ 0,7-0,8 %) Cr+ (~ 2,5 и 3,0  $\Sigma$  (Ni + Cu+Mo)) для изготовления листового проката соответствующих уровней прочности - 620 и 690 при использовании технологии З+О обеспечивает получение стабильных результатов испытаний на растяжение и ударный изгиб при температуре испытаний минус 60 °С (на категорию F) в ограниченном диапазоне толщин – до 35 мм. При увеличении толщины листового проката до 50 мм наблюдается появление единичных значений работы удара ниже требуемых 80 Дж, а также снижение средних значений на 50-60 Дж по сравнению с листами толщиной 35 мм. Это связано с повышением степени неоднородности по сечению толстых листов в РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ , отсутствием субзеренного строения в рейках РБ и РМ, а также наличием по границам реек, пакетов, фрагментов, а также БАЗ крупных частиц размером более 220 нм.

При увеличении суммарного содержания хрома свыше 1 % или суммарного содержания никеля, меди и молибдена свыше 3 % целесообразнее использование З+О, которая позволяет при требуемой прочности на уровне 500...620 МПа обеспечить высокую хладостойкость (значений работы удара при температуре минус 60°С – не ниже 200 Дж по всей толщине листов до 60 мм, критических температур  $T_{кб}=-12...-25^\circ\text{C}$ , NDT=-80...-85 °С) и трещиностокость при температуре испытаний до минус 60°С, удовлетворяющих требованиям к сталям с индексом «Arc40»-«Arc50». Прочностные характеристики листового проката из сталей данных двух составов, изготовленного по технологии ЗПН+О, остаются практически без изменений по отношению к З+О, а уровень работы удара при температуре испытаний минус 60 °С падает на 40-60 Дж, Таблица 3.19. Одновременно с этим в толстых листах 50-60 мм после ЗПН+О увеличивается разброс значений для образцов, вырезанных от поверхности и из середины по толщине, Таблица 3.18. Это, вероятно, связано с необходимостью применения более высокотемпературного отпуска при таком избыточном уровне легирования для сталей с гарантированным пределом текучести 500-620 МПа, что неизбежно приводит к развитию рекристаллизации в отдельных областях  $\alpha$ -фазы в реечных составляющих.

Обобщая полученные данные с результатами, полученными в п. 3.2.2 диссертационной

работы, для гарантированного обеспечения требований к характеристикам работоспособности сталей с индексами «Агс40»-«Агс50» в сочетании с требуемой прочностью, разработана научно обоснованная концепция легирования низкоуглеродистых экономнолегированных хромоникельмолибденовых сталей с индексом «Агс», изготавливаемых по технологии закалки с прокатного нагрева с высокотемпературным отпуском, предусматривающая ограничение:

- суммарного содержания никеля, меди и молибдена в диапазоне 2-3 %, что позволяет обеспечить формирование продуктов преимущественно низкотемпературного превращения. При этом увеличение их суммарной массовой доли в пределах указанного диапазона при повышении достигаемого уровня прочности способствует снижению значений температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  за счет увеличения доли РМ с субзерненным строением рек, обеспечивая при его количестве 50-75 % значения температуры  $T_{кб}$  - не выше минус 50 °С.

- массовой доли хрома в пределах 0,50-0,80 %, что позволяет использовать режимы высокотемпературного отпуска, исключаяющего развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе РБ или РМ по типу «in-situ» с образованием областей ферритно-карбидной смеси, характеризующейся отсутствием дислокационного субзерненного строения и наличием карбидных частиц размером более 300 нм;

- содержание ниобия в диапазоне 0,02-0,04 % и молибдена в пределах 0,2-0,3 %, что позволяет проводить деформацию на черновой стадии прокатки при более высоких температурах для протекания статической рекристаллизации без опасения роста зерна аустенита в центральных слоях за счет развития собирательной рекристаллизации при промежуточном подстуживании.

Для сталей с пределом текучести не менее 500 и 620 МПа при использовании технологии З+О целесообразно ограничение содержания хрома в узких пределах 0,4-0,5 % и суммарной доли  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo) - до 2,5...2,7 %.

Традиционные химические составы с высоким содержанием хрома ((1,05...1,15) % Cr при суммарном содержании (Ni+Cu+Mo) ~ 2,5-2,7 % или высоком %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)) – 3,8...4,2% при массовой доле хрома 0,8...1,0 % Cr также могут быть использованы для производства толстолистового проката уровней прочности 500-620 с индексом «Агс», что отражено в новой редакции ГОСТ Р 52927-2023. Однако для обеспечения гарантированных характеристик хладостойкости и трещиностойкости при низких температурах высокое содержание хрома и суммарной доли Ni+Cu+Mo требует особых прецизионных подходов к выбору режимов термической обработки листов толщиной до 60 мм: закалки для обеспечения сквозной прокаливаемости с образованием бейнитной структуры и высокотемпературного отпуска, предусматривающего отсутствие развития рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе РБ и РМ и контролируемое выделение карбидов хрома.

В Таблице Б.1 представлены химические составы экономнолегированных судостроительных сталей арктического применения, целесообразность которых подтверждена проведенными исследованиями.

### 3.3.3. Разработка технической документации на поставку листового проката из разработанных хладостойких судостроительных сталей для Арктики

Разработанные в рамках диссертационной работы химические составы низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей внесены в нормативно-техническую документацию, одобренную Российским морским регистром судоходства:

- новую редакцию Национального стандарта РФ на поставку судостроительных сталей - ГОСТ Р 52927-2023 «Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности. Технические условия»;
- Технические условия «Прокат толстолистовой из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 355 и 390 МПа. Индекс «Сталь 355» и «Сталь 390»», согласованные с ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»);
- Технические условия «Прокат толстолистовой из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 420 и 460 МПа с индексом «Arc»», согласованные с ПАО «Северсталь»;
- Технические условия «Прокат толстолистовой свариваемый из Arc-стали высокой прочности марок F500<sup>Arc40</sup>, F620<sup>Arc40</sup>, F690<sup>Arc40</sup>», согласованные с ООО «ОМЗ-Спецсталь»;
- Технические условия «Прокат толстолистовой из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа. Индекс «Сталь 750»», согласованные с ООО «ОМЗ-Спецсталь».
- Технические условия «Прокат толстолистовой свариваемый из стали высокой прочности», согласованные с ПАО «ММК»;
- Технические условия «Прокат толстолистовой из свариваемый стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690. Опытная партия», согласованные с ПАО «ММК».

### ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3

На базе исследования взаимосвязи легирования, структуры по толщине, механических свойств и характеристик работоспособности при низких температурах разработаны:

- количественные требования к параметрам структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката для хладостойких судостроительных низко- и экономнолегированных сталей с индексом «Arc» с гарантированной работоспособностью (включенные в пп. 1 и 4 научной новизны);
- научно обоснованные концепции легирования низкоуглеродистых низкоуглеродистых низколегированных марганцево-никелевых сталей и экономнолегированных хромникельмолибденовых сталей для Арктики, в том числе с индексом «Arc», позволяющие обеспечить формирование заданной ферритно-бейнитной, бейнитной или бейнитно-мартенситной структура,

а также определены условия получения гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах.

**Низколегированные хладостойкие судостроительные стали после термомеханической обработки с ускоренным охлаждением.**

1. Разработаны количественные требования к ключевым параметрам ферритно-бейнитной структуры низколегированных судостроительных сталей с индексом «Агс» после ТМО+УО с оценкой допустимого изменения параметров структуры по всему сечению листового проката, которые обеспечивают получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах:

1) соотношению структурных составляющих: объемная доля структур гранулярного типа (гранулярного бейнита и квазиполигонального феррита) - не менее 70 %, речного бейнита – не более 20...25 % при морфологическом подобии структуры смешанного типа по всему сечению листового проката, оцениваемому нормированием усредненной величины кривизны кристаллической решетки GAM – не более  $0,60^\circ$  при разнице в поверхностных и центральных слоях - не более, чем на  $0,15^\circ$ ;

2) анизотропии ферритно-бейнитной структуры, предусматривающее нормирование значения коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  - не более 1,2 и объемной доли областей «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм -  $V_B$  не более 10 %;

3) размерам структурных элементов и доле малоугловых границ:

- среднему и максимальному размеру структурных элементов  $D_{ср}$  и  $D_{макс}$  при  $\theta_i=5^\circ$  - не более 10 и 20 мкм соответственно при допустимой разнице по сечению  $\Delta D$  не более 5 мкм;

- доли элементов структуры размером  $D \geq 10$  мкм при  $\theta_i=5^\circ$  - не менее 65 % соответственно при разнице по сечению  $\Delta\% D_{\leq 10 \text{ мкм}}$  не более 20 %;

- доли МУГ – 30-40 % при доле МУГ с разориентировками  $5-15^\circ$  не менее 15 %.

2. Разработаны научно обоснованные принципы легирования низколегированных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 355-460, изготавливаемых по технологии ТМО+УО:

- ограничение суммарного содержания элементов, стабилизирующих аустенит, - никеля и меди - не более 1 %, что обеспечивает снижение количества бейнита речной морфологии, и получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах;

- дополнительное введение добавок хрома в количестве 0,05-0,20 % и ванадия в количестве 0,01-0,03 %, способствующих интенсификации выделения КПФ в сочетании с формированием ГБ для разбиения крупных областей бейнита речной морфологии размером более 100 мкм, вероятность формирования которых повышается при увеличении содержания элементов, стабилизирующих аустенит – никеля и марганца.

- микролегирование молибденом в количестве не более 0,08-0,11 %, препятствующим выделению феррита по границам отдельных областей РБ, а в сочетании с ниобием в количестве 0,02-0,04 %, обеспечивающим более равномерное протекание статической рекристаллизации по сечению крупномасштабных заготовок при сдерживании собирательной рекристаллизации в центральных слоях.

При этом повышение прочностных характеристик в пределах требований

рассматриваемого диапазона гарантированных значений предела текучести (от 355 до 460 МПа) достигается за счет варьирования содержания марганца и никеля в узких пределах (увеличения их содержания на не более, чем 0,2 % при повышении уровня прочности).

2. Показано, что для получения высокой работы удара KV при температуре испытаний минус 60 °С (категория F) в листовом прокате толщиной до 100 мм достаточно выполнение требований к коэффициенту анизотропии  $K_{a100}$  - не более 1,35, доле областей «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм – не более 10 % при количестве РБ не более 25 % по всему сечению листов.

4. Установлено, что при формировании ферритно-бейнитной структуры заданной морфологии и допустимой степени анизотропии получение гарантированных характеристик работоспособности в первую очередь обусловлено выполнением требований к следующим параметрам структуры:

- температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  - к среднему РСЭ при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  и его однородности по сечению листового проката и количеству МУГ;
- температуры нулевой пластичности NDT – к среднему и максимальному РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  в поверхностных слоях при близком соотношении МУГ и БУГ, разориентированных углами более 50 °;
- критического раскрытия вершины трещины CTOD при температурах испытаний минус 40 °С и ниже – к максимальному РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  и однородности степени искаженности кристаллической решетки по сечению листов.

. При этом получение характеристик работоспособности на уровне сталей с индексом «Агс50» достигается при близком соотношении относительной протяженности малоугловых границ и большеугловых границ с углами разориентировки 50-62,5° (МУГ и БУГ более 50 ° - ~ по 30-35 % каждых) при среднем РСЭ – 6...9 мкм при  $\theta_t=5^\circ$  по всему сечению листового проката больших толщин.

**Экономнолегированные хладостойкие судостроительные стали после закалки с прокатного нагрева с последующим высокотемпературным отпуском.**

5. Разработаны количественные требования к ключевым параметрам бейнитно-мартенситной структуры по всему сечению листового проката из экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Агс» после ЗПН+О, которые обеспечивают получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах:

- доля речных составляющих (дислокационного речного мартенсита и речного бейнита) - не менее 55 % при ограничении количества бейнита гранулярной морфологии – не более 25...10 % в зависимости от уровня прочности 500...750 и толщины листового проката;
- наличие субструктуры в речных составляющих (разбиение рек на мелкие субзерна);
- равномерное распределение (без скоплений в виде цепочек или сетки) карбидной фазы цементитного типа, легированной хромом и молибденом,  $Me_2C_6$  и специальных карбидов типа  $Me_6C$  размером не более 250 нм по границам субзерен и рек вместо границ пакетов и бывших аустенитных зерен за счет увеличения количества мест зарождения частиц в условиях повышенной плотности несовершенств кристаллического строения;

- высокая степень однородности и изотропности по размеру структурных элементов при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  (средний размер не более 8 мкм при максимальном – не более 25 мкм при разнице по сечению листового проката не более 3 мкм) при относительной протяженности МУГ – 30-40 % и БУГ<sub>50-62,5°</sub> - не менее 40 % по всей толщине листов.

6. Разработаны научно обоснованные принципы легирования экономнолегированных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 500-750, изготавливаемых по технологии ЗПН+О, заключающиеся в ограничении содержания основных легирующих элементов:

- суммарного содержания никеля, меди и молибдена в диапазоне 2-3 %, что позволяет при закалке с прокатного нагрева обеспечить формирование продуктов преимущественно низкотемпературного превращения;

- массовой доли хрома в пределах 0,5-0,8 %, что позволяет использовать режимы высокотемпературного отпуска, исключаяющего развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе речных составляющих по типу «in-situ» с образованием областей ферритно-карбидной смеси, характеризующейся отсутствием дислокационного субзеренного строения и наличием карбидных частиц размером более 300 нм;

- содержания ниобия в пределах 0,02-0,04 % и молибдена в диапазоне 0,2-0,3 %, что позволяет проводить деформацию на черновой стадии прокатки при более высоких температурах для протекания СР без опасения роста зерна аустенита в центральных слоях за счет развития собирательной рекристаллизации при промежуточном подстуживании.

7. Выявлено, что достижение гарантированной работоспособности при низких температурах на уровне хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс40» после З+О возможно в экономнолегированных сталях ограниченного уровня прочности 500-620 при формировании по всему сечению листового проката бейнитной структуры с долей гранулярного бейнита не менее 45 %, размером карбидных частиц не более 250 нм по границам реек и фрагментов, не более 200 нм по границам пакетов и БАЗ, доле БУГ<sub>более 50°</sub> - не менее 30 %, среднем размере структурных элементов при  $\theta_t=5^\circ$  не более 10 мкм, а максимальном - не более 25 мкм при разнице по толщине листа - не более 5 мкм.

8. В результате анализа влияния легирования на сопротивление хрупкому разрушению при низких температурах, оцениваемое по критической температуре вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$ , установлено, что увеличение содержания основных легирующих элементов (хрома в узких пределах от ~ 0,5 до ~ 0,8 % и суммарного содержания никеля, меди и молибдена от 2 до 3 %) в экономнолегированных судостроительных сталях:

- после ЗПН+О способствует снижению значений критической температуры  $T_{кб}$  от минус 30 до минус 83 °С, обусловленному увеличением доли речных составляющих с фрагментированным строением реек, а также повышением дисперсности карбидной фазы (уменьшением максимального размера частиц от ~ 250 нм до ~ 160 нм) и более равномерным ее распределением, что может быть связано с увеличением плотности несовершенств кристаллического строения, являющихся местами зарождения карбидных частиц.

- после З+О приводит к повышению критической температуры  $T_{кб}$  (от минус 38 до 0°С), связанному с уменьшением доли гранулярного бейнита с субзеренным строением, а также



ростом карбидных частиц вплоть до  $\sim 400-440$  нм, распределенных не только границам рек и субзерен (как в случае с менее легированной сталью, содержащей  $\sim 0,5$  % Cr + 2 %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)), но и по границам пакетов и БАЗ (в сталях, содержащих  $\sim (0,7...0,8)$  % Cr +  $(2,5...3)$  %  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo)).

9. На основании установленных взаимосвязей легирования, механических свойств и характеристик работоспособности листового показано, что при легировании хладостойких судостроительных сталей с пределом текучести не менее 500 и 620 МПа с индексом «Агс», изготавливаемых по технологии 3+0, целесообразно ограничение содержания хрома в узких пределах 0,4-0,5 % и суммарной доли  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo) - до 2,5...2,7 %. Традиционные химические составы с высоким содержанием хрома ((1,05...1,30)% Cr при суммарном содержании (Ni+Cu+Mo)  $\sim 2,5-2,7$  % или высоком суммарном содержании  $\Sigma$  (Ni+Cu+Mo) – 3,8...4,2 % при массовой доле хрома 0,8...1,0 % Cr могут быть использованы только с учетом прецизионных подходов к выбору режимов термической обработки: закалки, обеспечивающей сквозную прокаливаемость с образованием бейнитной структуры при отсутствии феррита, и высокотемпературного отпуска, предусматривающего сдерживание развития рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе РБ и РМ и контролируемое выделение карбидов хрома.

10. Разработанные научно обоснованные концепции легирования низкоуглеродистых низко- и экономнолегированных сталей с индексом «Агс» легли в основу химических составов для новой редакции ГОСТ Р 52927-2023 и нормативно-технической документации, одобренной Российским морским регистром судоходства (6 Технический условий). Новые химические составы защищены 6 патентами РФ.

#### ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ХЛАДОСТОЙКИХ НИЗКО- И ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ДЛЯ АРКТИКИ. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ НА КОМПЛЕКСЕ «GLEEBLE 3800»

Получение ферритно-бейнитной, бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры заданной степени изотропности и допустимой степени неоднородности по всему сечению листового проката толщиной до 100 мм, обеспечивающей требуемые прочностные и вязко-пластические свойства в сочетании с гарантированной работоспособностью при низких температурах на основании установленных в Главе 3 требований, потребовало разработки прецизионных технологических процессов термомеханической и термической обработки при производстве низкоуглеродистых низко- и экономнолегированных сталей с гарантированным пределом текучести 355...750 МПа арктического применения. Использование прецизионных температурно-деформационных схем прокатки (с регламентацией температуры и степени деформации по проходам в узком диапазоне), учитывающих особенности протекания процессов структурообразования в высокотемпературной и среднетемпературной области при горячей пластической деформации [102; 113; 116], позволяет добиться максимального измельчения зеренной и субзеренной структуры аустенита, и, как следствие, повышения изотропности и однородности конечной структуры по толщине листового проката из хладостойких сталей при последующем регулируемом  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Однако применительно к сталям разработанных химических составов это потребовало проведения более детальных исследований особенностей основных структурообразующих процессов (роста зерна при нагреве, динамической, метадинамической и статической рекристаллизации, фазовых превращений) и моделирования реальных технологических процессов двухстадийной прокатки и охлаждения с варьированием ключевых параметров, определяющих формирование заданной структуры.

В связи с этим для разработанных хладостойких сталей арктического применения было необходимо проведение комплексных исследований процессов структурообразования при горячей пластической деформации, что и поставлено **целью работы в Главе 4** диссертационной работы.

При реализации поставленной цели работы проведены следующие исследования для низко- и экономнолегированных судостроительных сталей предложенных в п. 3.3 химических составов **и решены следующие задачи:**

- исследование процессов роста зерна при нагреве, особенностей динамической и статической рекристаллизации для разработки режимов нагрева и высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, обеспечивающих формирование мелкозернистой аустенитной структуры перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением;

- проведение моделирования сквозных технологических процессов (ТМО+УО, двухстадийной горячей прокатки с последующей прямой закалкой (ЗПН), ЗПН+О, З+О) на пластометре «GLEEBLE 3800» для определения температурно-деформационно-кинетических

параметров, обеспечивающих формирование мелкодисперсной конечной (превращенной) ферритно-бейнитной, бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры.

#### **4.1. Исследование особенностей основных структурообразующих процессов при горячей пластической деформации в низко- и экономнолегированных судостроительных сталях**

Структурное состояние деформированного аустенита во многом определяет процессы структурообразования при последующем фазовом  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Получение мелкозернистой квазиоднородной по сечению конечной ферритно-бейнитной, бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры обусловлено в первую очередь формированием исходной дисперсной зеренной структуры аустенита за счет сдерживания существенного роста зерна при нагреве под прокатку и управления процессами динамической, метадинамической и статической рекристаллизации (в том числе создания температурно-деформационно-кинетических условий для максимального измельчения зерна аустенита, исключая их частичное протекание, приводящее к значительной разнородности аустенитной структуры, а также предотвращения развития собирательной и вторичной рекристаллизации).

При ограничении содержания легирующих элементов в высокопрочных хладостойких сталях с целью сокращения затрат на их производство микролегирование позволяет компенсировать снижение уровня легирования и оказывать влияние на такие процессы, как формирование размера зерен аустенита и кинетику их роста при нагреве; формирование карбидных и карбонитридных частиц, стабильных при высоких температурах; выделение мелкодисперсных карбидов и карбонитридов при охлаждении и фазовых превращениях; протекание  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения с формированием мелкозернистой структуры; упрочнение  $\alpha$ -фазы путем создания твердых растворов; формирование частиц наноразмера в  $\alpha$ -фазе в процессе и по окончании охлаждения; влияние на процессы дисперсионного твердения при отпуске [278]. При использовании технологий ТМО+УО для производства листового проката из низколегированных сталей целесообразно комплексное микролегирование, а при ЗПН+О и З+О более рационально раздельное микролегирование экономнолегированных сталей ниобием или ванадием.

Для проведения исследований структурообразующих процессов выбраны низкоуглеродистые низко- и экономнолегированные стали с близким содержанием основных легирующих элементов и различными системами микролегирования (одним элементом V или Nb, а также комплексно V+Nb и V+Nb+Ti). Фактический химический состав исследованных сталей представлен в Таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Химический состав исследованных низко- и экономнолегированных судостроительных сталей

| Наименование стали    | Условный номер состава | масс.% |      |           |        |        |      |       |       |       |
|-----------------------|------------------------|--------|------|-----------|--------|--------|------|-------|-------|-------|
|                       |                        | C      | Si   | Mn        | Ni+ Cu | Cr +Mo | Al   | V     | Nb    | Ti    |
| Низко-легированные    | 1                      | 0,07   | 0,23 | 1,46      | 0,67   | 0,29   | 0,04 | 0,06  | -     | -     |
|                       | 2                      | 0,07   | 0,32 | 1,38      | 0,74   | 0,29   | 0,02 | -     | 0,018 | -     |
|                       | 3                      | 0,07   | 0,31 | 1,49      | 0,65   | 0,29   | 0,02 | 0,06  | 0,030 | -     |
|                       | 4                      | 0,07   | 0,30 | 1,47      | 0,66   | 0,29   | 0,04 | 0,06  | 0,035 | 0,015 |
|                       | 5                      | 0,06   | 0,23 | 1,15      | 0,67   | -      | 0,03 | -     | 0,03  | -     |
|                       | 6                      | 0,06   | 0,20 | 1,39      | 0,83   | 0,09   | 0,03 | 0,016 | 0,03  | -     |
|                       | 7                      | 0,06   | 0,22 | 1,49      | 0,61   | 0,09   | 0,04 | 0,03  | 0,04  | 0,015 |
| Экономно-легированные |                        | C      | Si   | Mn+Ni+ Cu | Cr +Mo | Al     | V    | Nb    | Ti    |       |
|                       | 8                      | 0,09   | 0,23 | 3,59      | 0,83   | 0,03   | 0,07 | -     | -     |       |
|                       | 9                      | 0,09   | 0,25 | 3,43      | 1,02   | 0,03   | -    | 0,03  | -     |       |

#### 4.1.1. Исследование процесса роста аустенитного зерна при нагреве

Первоочередным условием для формирования мелкозернистой аустенитной структуры является предотвращение существенного роста зерна аустенита при нагреве стали под прокатку. Размер исходного аустенитного зерна зависит от температуры и продолжительности выдержки, а также от содержания карбидо- и нитридообразующих элементов (V, Nb и Ti), которые сдерживают его рост вплоть до достижения температур растворения этих фаз в аустените. При этом по увеличению эффективности сдерживающего влияния на рост аустенитного зерна данные элементы располагаются именно в такой последовательности [245].

**Влияние температуры нагрева на размер аустенитного зерна.** Для данных исследований выбраны низколегированные стали составов №№ 1-4 и экономнолегированные стали составов №№ 8-9, Таблица 4.1. Образцы нагревали со скоростью 5 °С/с до температур 1000, 1100, 1150, 1200, 1250, 1300 °С (для экономнолегированных сталей дополнительно до 1220 °С) в течение 2 мин. На Рисунке 4.1 представлены зависимости среднего размера зерен аустенита (РЗА) от температуры нагрева для исследованных низко- (а) и экономнолегированных (б) сталей.

**Низколегированные судостроительные стали.** В стали состава № 1, микролегированной ванадием, наблюдается монотонное увеличение среднего РЗА при повышении температуры нагрева, Рисунок 4.1 а. При этом недопустимого роста зерна аустенита не наблюдается при нагреве до температуры не выше 1100 °С. Так, если при нагреве до температуры 1000 °С формируется структура со средним РЗА 22 мкм, повышение температуры нагрева до 1100°С обуславливает укрупнение среднего РЗА до 62 мкм (при максимальном размере – 95 мкм), а после нагрева до температуры 1150 °С – средний РЗА составляет 115 мкм, Рисунок В.1 а, б (Приложение В). Дальнейшее повышение температуры нагрева до 1200-1250°С вызывает еще более существенный рост РЗА аустенита до 177...247 мкм, Рисунок В.1 в, г, достигая ~ 300 мкм при нагреве до температуры 1300 °С [245].

**При микролегировании низколегированной стали состава № 2 ниобием в количестве менее 0,02 %, сдерживающее влияние которого наблюдается до более высокой температуры по сравнению со сталью, микролегированной ванадием,** Рисунок 4.1 а, средний РЗА при температурах 1000...1150°С варьируется от 20 до 63 мкм, Рисунок В.1 д, е, что позволяет

осуществлять нагрев под прокатку до температур 1150-1180 °С. Дальнейшее повышение температуры нагрева до 1200 °С вследствие того, что частицы карбонитридов ниобия полностью растворяются, приводит к более резкому укрупнению аустенитных зерен (средний РЗА увеличивается в ~ 2 раза - до 128 мкм), Рисунок В.1 ж. Далее картина аналогична стали состава № 1, когда аустенитные зерна увеличивают свой средний размер до 200...300 мкм, Рисунок В.1 з, после нагрева до температур 1250-1300 °С [245].

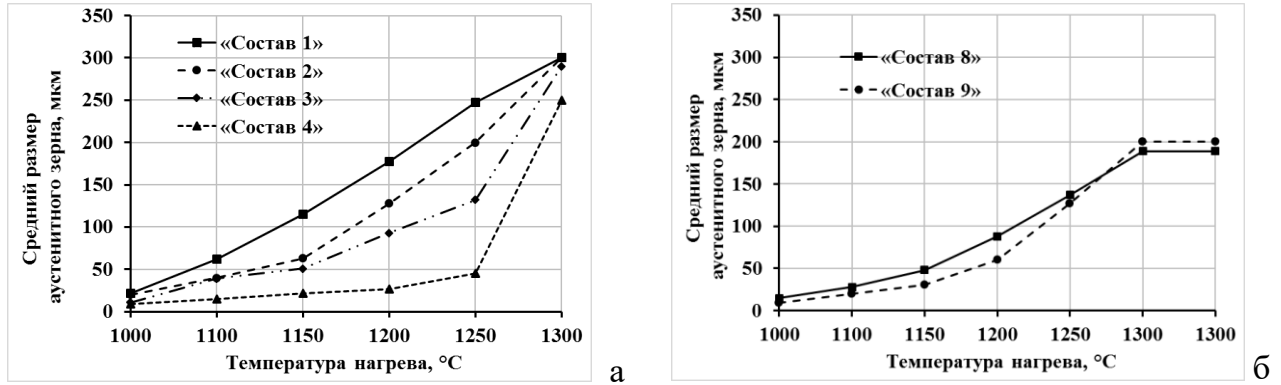


Рисунок 4.1 - Влияние температуры нагрева на средний размер аустенитного зерна в низко- (а) и экономнолегированных (б) судостроительных сталях с различным микролегированием: 1-V; 2- Nb; 3-V+Nb; 4-V+Nb+Ti; 8-V; 9-Nb [245; 246]

Совместное микролегирование низколегированной стали ванадием (0,06 %) и ниобием (в количестве 0,02-0,04 %) обуславливает сдерживающий эффект роста аустенитных зерен вплоть до температуры 1200°С. Так, при нагреве до температур 1100-1150 °С средний РЗА составляет 39...51 мкм, Рисунок В.1 и-к. После нагрева до температуры 1200 °С наблюдается более значительный (на ~ 40 мкм) рост аустенитных зерен, при этом их средний размер не превышает 100 мкм, рисунок 4.2 л. При дальнейшем повышении температуры нагрева до 1250 °С наблюдается укрупнение аустенитных зерен в среднем до 132 мкм, при этом в структуре наблюдаются разнотернистость (сосуществование более мелких зерен размером 50-65 мкм наряду с отдельными крупными зернами размером до 185 мкм, Рисунок В.1 м. Нагрев до температуры 1300 °С вызывает резкий скачок в РЗА, увеличиваясь до 290 мкм [245].

Дополнительное введение в низколегированную сталь титана (V+Nb+Ti) позволяет обеспечить формирование исходной мелкозернистой аустенитной структуры со средним РЗА аустенита – не более 45 мкм при нагреве вплоть до температуры 1250 °С, Рисунки 4.1 а, В.1 р. При этом после нагрева до температуры 1100 °С средний РЗА составляет 15 мкм, Рисунок В.1 н, до температур 1150-1200 °С – 22...25 мкм, Рисунок В.1 о, п. Аномальный рост аустенитных зерен со средним размером 250 мкм наблюдается только при температуре 1300 °С, Рисунок 4.1 а, что позволяет повысить температурный интервал проведения высокотемпературной (черновой) стадии прокатки для полноты протекания рекристаллизационных процессов без опасности получения разнотернистой структуры [245].

Экономнолегированные судостроительные стали. Увеличение уровня легирования в высокопрочных сталях обуславливают отсутствие роста аустенитных зерен при нагреве до более

высоких температур (на  $\sim 100$  °С при микролегировании ванадием и на  $\sim 50$  °С при микролегировании ниобием, Рисунок 4.1 б).

В экономнолегированной стали состава № 8, микролегированной ванадием, при повышении температуры нагрева от 1000 до 1200 °С наблюдается умеренный монотонный рост значений среднего размера аустенитного зерна от 15 до 88 мкм, Рисунок В.2 а-в. Дальнейшее повышение температуры нагрева до 1220...1250 °С приводит к увеличению среднего РЗА до значений 102...137 мкм, Рисунок В.2 г, что обуславливает ограничение температуры нагрева под прокатку для экономнолегированных хромникельмедьмолибденовых сталей, микролегированных ванадием, – не выше 1200 °С. После нагрева до температуры 1300 °С формируется аустенит со средним размером зерна 189 мкм [246].

В стали состава № 9, микролегированной ниобием в количестве 0,03 %, при нагреве до температур 1000-1100°С формируется структура со средним РЗА 9-20 мкм, Рисунок В.2 д, что соизмеримо со значениями РЗА, полученными для стали, микролегированной ванадием (15-28 мкм). Повышение температуры нагрева до 1200 °С образцов из стали состава № 9 приводит к росту среднего РЗА до 60 мкм, Рисунок В.2 е, ж, при этом разница в полученных значениях СРЗ для двух сталей увеличивается с 7-8 мкм до 17-28 мкм. Средний РЗА менее 100 мкм сохраняется вплоть до температуры 1230 °С (в частности, средний РЗА=92 мкм при температуре 1220 °С), Рисунок 4.1 б. При дальнейшем увеличении температуры нагрева происходит растворение карбонитридов ниобия и наблюдается более интенсивный рост аустенитного зерна (средний РЗА - 127 мкм при нагреве до температуры 1250 °С, Рисунок В.2 з, и  $\sim 200$  мкм при 1300 °С), аналогично стали, микролегированной ванадием [246].

**Влияние времени выдержки при нагреве на размер аустенитного зерна.** Данные исследования проводились на низколегированной стали состава № 3 и экономнолегированной стали состава № 9, Таблица 4.1, с содержанием ниобия 0,03 %. Образцы нагревали до температур 900, 1000, 1100, 1200, 1300°С в течение 1, 2 и 5 мин. На Рисунке 4.2 представлены зависимости среднего РЗА от продолжительности выдержки для исследованных низко- (а) и экономнолегированной (б) сталей.

В низколегированной стали после нагрева до температуры не выше 1000 °С средний РЗА не зависит от времени выдержки и не превышает 15 мкм, Рисунок 4.2 а. После повышения температуры нагрева до 1100 °С наблюдается изменение угла наклона кривой зависимости «температура-средний РЗА», что указывает на начало роста аустенитных зерен. При этом увеличение времени выдержки с 1 до 5 мин также практически не влияет на их средний РЗА (44-55 мкм), Рисунок В.3 а, б. После нагрева до более высоких температур вплоть до 1200 °С увеличение времени выдержки с 1-2 мин, когда средний РЗА составляет 70...93 мкм, Рисунок В.3 в, до 5 мин приводит к существенному росту аустенитных зерен в среднем до 170 мкм, Рисунок В.3 г. При дальнейшем повышении температуры нагрева до 1300 °С увеличение продолжительности выдержки не оказывает значительного влияния на РЗА, составляя более 300 мкм, как для нагрева в течение 1 мин, так и при увеличении времени выдержки до 5 мин [245], Рисунок В.3 д, е.

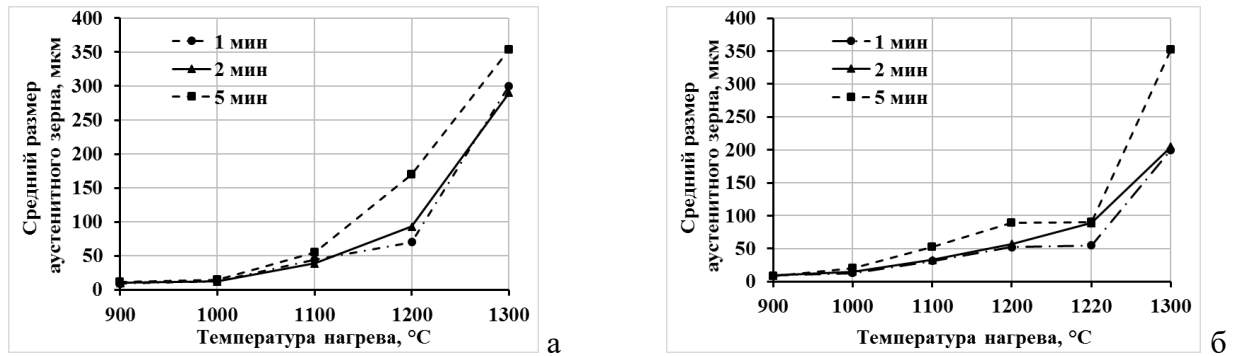


Рисунок 4.2 - Влияние продолжительности выдержки на средний размер аустенитного зерна в низколегированной (а) и экономнолегированной (б) судостроительных сталях [245]

В экономнолегированной стали после нагрева до температуры не выше 1000 °C средний РЗА также слабо зависит от продолжительности нагрева, составляя 13-20 мкм, Рисунок 4.2 б. Повышение температуры нагрева до 1200 °C при увеличении времени выдержки от 1 до 5 мин вызывает некоторое укрупнение аустенитных зерен (на ~ 20 и 40 мкм соответственно для данных температур нагрева 1100 и 1200 °C, Рисунок В.3 ж-к), причем при продолжительности выдержки в течение 1-2 мин средний РЗА идентичен, Рисунок 4.2 б. Формирование исходной мелкозернистой аустенитной структуры (с размером аустенитных зерен не более 100 мкм) при увеличении времени выдержки возможно вплоть до температуры нагрева 1220 °C, однако наблюдается небольшой рост среднего РЗА от 55 до 89 мкм при увеличении продолжительности выдержки даже с 1 до 2 мин. После нагрева до температуры 1300 °C происходит значительный рост аустенитных зерен при увеличении времени нагрева с 1-2 до 5 мин обуславливает укрупнение среднего РЗА от ~ 200 мкм до 352 мкм, Рисунок В.3 л, м.

Таким образом, установлено, что комплексное микролегирование карбонитридообразующими элементами (ниобием и ванадием; ниобием, ванадием и титаном при содержании ниобия 0,02-0,04 %), обуславливающими различную температуру перехода соответствующих фаз в твердый раствор, позволяет в низколегированных судостроительных сталях обеспечить использование более высоких температур нагрева под прокатку за счет сдерживающего влияния на рост аустенитных зерен. Так, при легировании Nb в количестве менее 0,02 % температура нагрева не должна превышать 1180 °C, V+Nb (при содержании Nb ~ 0,02-0,04 %) – 1200 °C, V+Nb+Ti (при содержании Nb ~ 0,02-0,04 %)+Ti (до 0,02 %) – вплоть до температуры 1250 °C. Это расширяет возможности управления рекристаллизационными процессами при горячей пластической деформации для формирования мелкозернистой аустенитной структуры перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. При этом ограничение продолжительности выдержки при температуре нагрева (не более 2 мин на 10 мм толщины, что соответствует не более 1 часа при нагреве слябов толщиной 300 мм в томильной зоне методической нагревательной печи) гарантирует получение исходной мелкозернистой аустенитной структуры со средним размером зерна не более 100 мкм [245; 246].

Для получения однородной мелкодисперсной структуры аустенита по сечению толстолистового проката из экономнолегированных судостроительных сталей более целесообразно микролегирование ниобием, который не только сдерживает рост зерен аустенита

при нагреве под прокатку вплоть до температуры 1220 °С даже при увеличении продолжительности выдержки до 1 мин/мм (что соответствует 6 часам при нагреве слябов толщиной 300 мм), но и способствует торможению процессов динамической и метадинамической рекристаллизации, исключая их частичное протекание, предотвращению роста новых зерен после завершения первичной статической рекристаллизации в паузах между последовательными обжатиями на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки и при промежуточном подстуживании, а также расширению температурного диапазона, в котором во вновь образовавшихся при рекристаллизации зернах аустенита обеспечивается формирование развитой субзеренной структуры [44]. Следует отметить, что микролегирование экономнолегированных сталей ванадием возможно, однако обуславливает более низкий нагрев до температур не выше 1200 °С, приводя к снижению прочности.

#### 4.1.2. Исследование температурно-деформационных и кинетических параметров динамической и статической рекристаллизации аустенита

В области высокотемпературных деформаций необходимо обеспечить максимальное измельчение аустенитного зерна за счет регулируемого управления динамической рекристаллизацией (ДР) и постдинамическими процессами – метадинамической (МДР) и статической (СР) рекристаллизацией. Сосуществование разнотемпературной аустенитной структуры с различной степенью наклепа, то есть различной плотностью потенциальных мест зарождения новой фазы (удельной эффективной поверхностью зерна аустенита  $S_v^{эфф}$ ) оказывает существенное влияние на последующее  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Из мелких зерен аустенита с высокой  $S_v^{эфф}$  формируется более однородная конечная структура без недопустимых структурных неоднородностей, а из крупнозернистой аустенитной структуры с низкой  $S_v^{эфф}$  - крупные кристаллиты низкотемпературных продуктов превращения в пределах БАЗ, в том числе протяженные области бейнита реечной морфологии [76].

В промышленных условиях при реализации дробных схем горячей пластической деформации на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки формирование мелкозернистого аустенита возможно при использовании температурно-деформационных схем, исключая частичное протекание ДР, МДР, СР и развитие собирательной и вторичной рекристаллизации в аустените, что потребовало определения температурно-деформационных и кинетических параметров ДР и СР аустенита в исследованных сталях при варьировании композиции микролегирования. Прежде всего, речь идет о нижнем температурном пороге  $СР-T_{nr}$  и времени ее завершения -  $\tau_p$ , а также о температурной зависимости характеристической величины  $\epsilon_p$  эквивалентной деформации, после накопления которой процессы ДР и, как следствие, МДР оказывают значительное влияние на размер зерна аустенита. Однако, при назначении режимов потребовалось введение температуры  $T_{sr}$  - минимальной температуры, при которой СР завершается за время  $\tau_p$  не более 100 с.

**Исследование особенностей протекания ДР.** Значение пороговой истинной деформации  $\epsilon_p$ , необходимой для начала развития ДР, определялось по характерному максимуму («пику»)



напряжений на диаграммах «напряжение-деформация», представленных на Рисунке 4.3 для низко- и экономнолегированных сталей с различной системой микролегирования. В случае отсутствия ДР диаграмма « $\sigma$ - $\epsilon$ » носит монотонный характер.

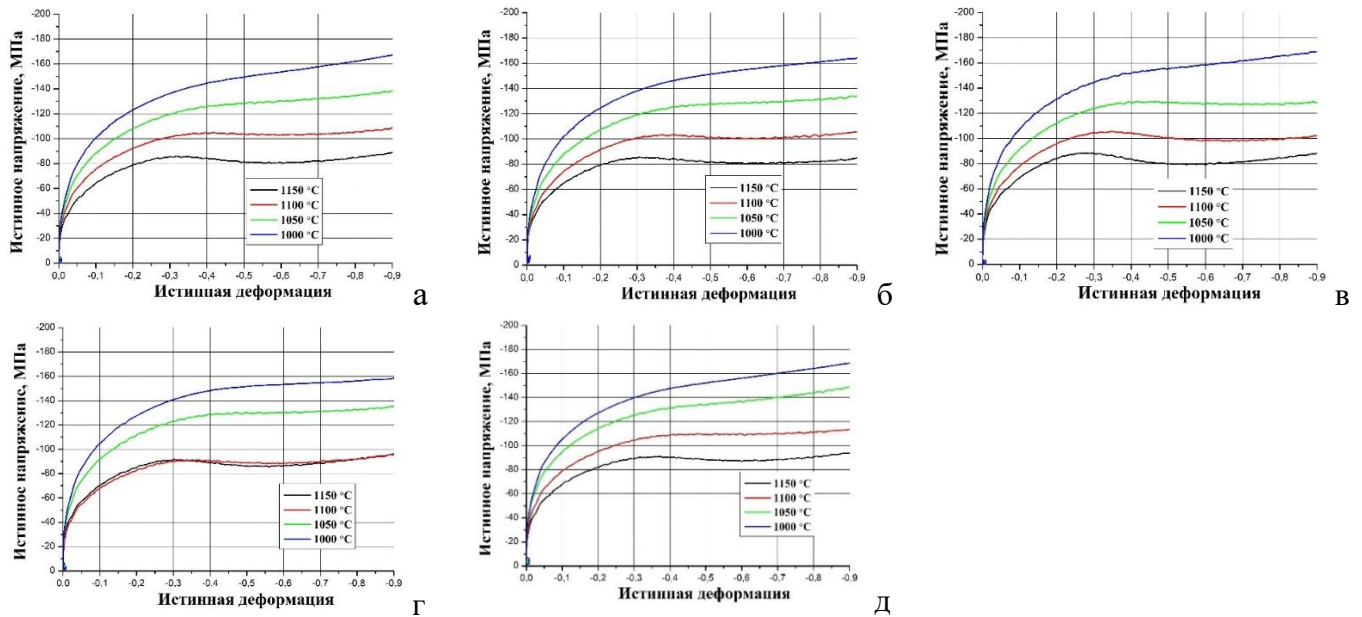


Рисунок 4.3 - Диаграммы деформирования низко- (а-в) и экономнолегированных (г-д) судостроительных сталей при различных температурах деформации составов: а – № 5 (0,03% Nb), б – № 6 (V+Nb), в - № 7 (V+Nb+Ti), г – № 8 (V), д - № 9 (Nb) [245; 246]

Вне зависимости от композиции легирования и микролегирования, присутствие на диаграмме деформирования характерных пиков напряжений, связанный с началом процесса ДР, наблюдаются при температурах 1100 и 1150 °С, Рисунок 4.3. При температурах деформации 1000 и 1050 °С на диаграммах деформирования для исследованных низко- и экономнолегированных сталей при микролегировании ванадием и ниобием (по отдельности или совместно), Рисунок 4.3 а, б, г, д, наблюдается непрерывный рост напряжений, что является признаком отсутствия ДР. Определенные по представленным диаграммам значения  $\epsilon_p$  при различных температурах деформации для исследованных низко- и экономнолегированных судостроительных сталей с разным микролегированием приведены в Таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Значения пороговой истинной деформации  $\epsilon_p$  для разработанных низко- и экономнолегированных судостроительных сталей [245; 246]

| Температура деформации, °С | Низколегированные стали состава |      |      | Экономнолегированные стали состава |      |
|----------------------------|---------------------------------|------|------|------------------------------------|------|
|                            | № 5                             | № 6  | № 7  | № 8                                | № 9  |
| 1150                       | 0,32                            | 0,31 | 0,30 | 0,30                               | 0,36 |
| 1100                       | 0,40                            | 0,37 | 0,35 | 0,35                               | 0,52 |
| 1050                       | -                               | -    | 0,45 | -                                  | -    |

В низколегированных сталях составов №№ 5 и 6, микролегированных Nb или комплексно Nb+V (при содержании ниобия в количестве 0,2-0,4 %), в условиях близкого роста исходного аустенитного зерна при нагреве (88-94 мкм), скорость ДР существенно не отличается, Рисунок 4.3 а, б. Так, значения пороговой истинной деформации составляют 0,31...0,32 при температуре

деформации 1150 °С и 0,37...0,40 – при 1100 °С, Таблица 4.2. При этом небольшое снижение значений  $\varepsilon_p$  в стали состава № 6, отличающейся более высоким содержанием марганца (на ~ 0,25 %) при введении небольшой добавки хрома (~ 0,1 %), вероятно, связано со снижением диффузионной подвижности углерода вследствие большего содержания карбидообразующих элементов, и, как следствие менее эффективным образованием дисперсных частиц, сдерживающих ДР и МДР [245; 246].

На Рисунке 4.4 показана структура образцов из низколегированной стали состава № 5, продеформированных при температуре 1150 °С (в области протекания ДР) с различной истинной деформацией (достаточной и недостаточной для протекания ДР) и далее - охлажденных с различной скоростью 100 °С/с для фиксации границ БАЗ и 15 °С/с – для оценки конечной (превращенной) структуры.

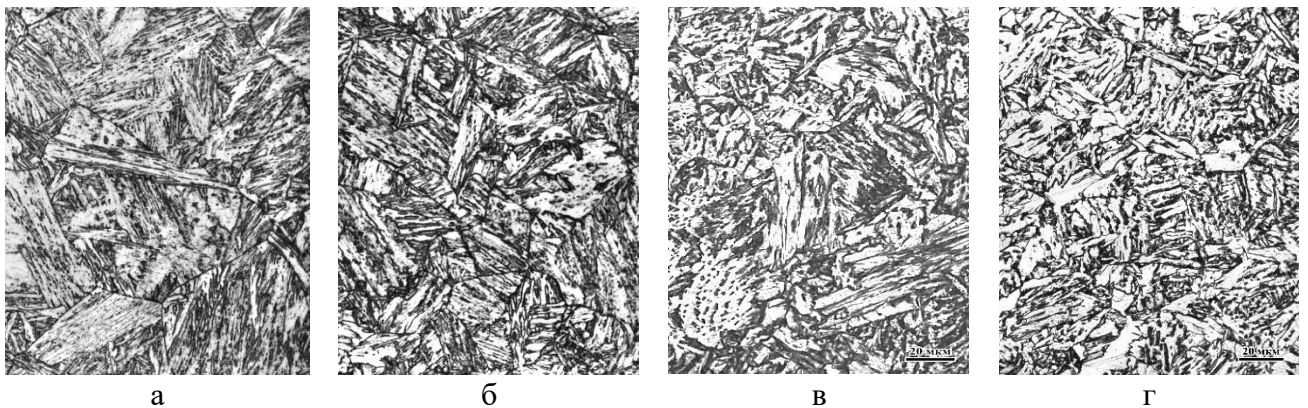


Рисунок 4.4 – Структура низколегированной судостроительной стали после деформации при температуре 1150 °С с различной истинной деформацией 0,28 (а, в) и 0,40 (б, г) и последующего охлаждения со скоростью 100 (а, б) и 15 (в, г) °С/с [283]

После деформации со степенью меньше пороговой - 0,28 в низколегированной стали формируется грубая речная структура с выраженной пакетно-блочным строением, сформировавшаяся в пределах БАЗ, что наблюдается как после охлаждения со скоростью 100°С/с, Рисунок 4.4 а, так и 15 °С/с, Рисунок 4.4 в. После достижения пороговой степени деформации  $\varepsilon_p$  структура значительно измельчается. Согласно результатам, полученным с помощью методики восстановления границ БАЗ по ориентационным данным EBSD-анализа [283], повышение истинной деформации с 0,28 до 0,40 привело к уменьшению размера БАЗ от 117 мкм до 43 мкм в структуре образцов, охлажденных со скоростью 100 °С/с, Рисунок 4.4 б. После охлаждения со скоростью 15 °С/с в стали формируется более однородная ферритно-бейнитная структура, Рисунок 4.4 г, однако наличие в структуре ~ 50 % бейнитных областей речной морфологии свидетельствует о наличии в исходной аустенитной структуре не только мелких, но и крупных нерекристаллизованных зерен. Дальнейшее увеличение истинной деформации до 0,6 способствует формированию ферритно-бейнитной структуры с бейнитом преимущественно гранулярного типа, что косвенно указывает на превращение из динамически рекристаллизованного аустенита [283].

В низколегированной стали состава № 7 (V+Nb+Ti), дополнительно микролегированной титаном, несмотря на наиболее значительный сдерживающий ДР эффект данного

карбидообразующего элемента, наблюдается повышение скорости рекристаллизации, Рисунок 4.3 в. Значения  $\varepsilon_p$  при температурах деформации 1100-1150 °С для стали данного состава уменьшаются на 0,04-0,05 по сравнению со сталями составов №№ 5 и 6, Таблица 4.2. Кроме того, характерный для протекания ДР пик напряжений на диаграмме деформирования наблюдается и при более низкой температуре деформации 1050 °С, при этом значения  $\varepsilon_p$  увеличивается до 0,45. Такое противоречие объясняется формированием исходной мелкозернистой аустенитной структуры при нагреве до температуры 1200 °С (средний РЗА - 25 мкм) за счет сдерживающего рост зерна частиц карбонитридов и нитридов титана, что в большей степени и определяет особенности развития рекристаллизационных процессов.

В экономнолегированных сталях при микролегировании ниобием в количестве (~0,02-0,04 %) значения пороговой истинной деформации  $\varepsilon_p$  при температурах деформации 1150 и 1100 °С увеличиваются до 0,36 и 0,52 соответственно, Рисунок 4.3 д, что, вероятно, связано с более сильным эффектом твердорастворного торможения диффузионных процессов. При микролегировании экономнолегированной высокопрочной стали ванадием значения  $\varepsilon_p$  близки к значениям, полученным для низколегированных сталей, Рисунок 4.3 г, микролегированных более сильными карбидообразующими элементами - Nb и Ti по своему тормозящему воздействию на рекристаллизационные процессы, Таблица 4.2.

Таким образом, для инициирования процесса ДР в сталях всех исследованных химических составов, вне зависимости от уровня легирования и композиции микролегирования, требуется приложение высокой истинной однократной степени деформации (~ 0,3 при температуре деформации 1150 °С и ~ 0,4 при температуре деформации 1100 °С), что недостижимо в промышленных условиях.

В промышленных условиях на высокотемпературной стадии прокатки нагружение металла происходит по многопроходной («дробной») схеме со степенью деформации не более 20 % за проход с накоплением суммарной деформации ~ 65-75 % за 5-6 последовательных обжатий, достаточной для полного протекания ДР. Однако накоплению движущей силы для инициирования процесса ДР препятствует процесс многократной СР, протекающей в паузах между последовательными обжатиями. В связи с этим попытки использования данного процесса путем повышения температурного диапазона деформации на высокотемпературной стадии для измельчения зерна аустенита в хладостойких судостроительных сталях с гарантированной работоспособностью нецелесообразны, так как могут привести к значительной разнотерности аустенитной структуры перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением.

**Исследование особенностей протекания СР.** В результате исследования кинетики СР в низко- и экономнолегированных судостроительных сталях были построены кривые релаксации напряжений, представленные в Приложении В на Рисунке В.4.

Наблюдаемая на диаграммах релаксации напряжений является следствием процессов возврата и рекристаллизации (СР и собирательной рекристаллизации, развивающейся по достижению времени завершения СР при  $\tau > \tau_p$ , представляющей собой медленное разупрочнение после завершения первичной рекристаллизации), развивающихся в деформированном материале в процессе его последующей изотермической выдержки. При этом увеличение степени

деформации от 10 до 30 % напрямую влияет на особенности протекания процесса СР, способствуя существенному ускорению этого процесса за счет большей степени наклепа аустенита и создания участков скопления дислокаций, являющихся дополнительными местами зарождения новых рекристаллизованных зерен, Рисунок В.4.

Анализ кривых релаксации напряжений при различных температурах (в диапазоне от 900 до 1150 °С) и степенях предварительной деформации (10, 20 и 30 %) позволяет определить пороговую температуру начала СР ( $T_{пр}$ ) и значения времени завершения СР ( $\tau_p$ ) в зависимости от создаваемых температурно-деформационных условий, Таблица 4.3. По падению напряжений отчетливо выявляется начало рекристаллизации (инкубационный период порядка 1-2 с) и ее завершение по достижению  $\tau_p$ , после чего происходит достаточно медленный рост новых зерен, соответствующий относительно медленной стадии разупрочнения [245; 246].

Таблица 4.3 – Значения времени завершения процесса СР ( $\tau_p$ ) в зависимости от температуры и степени относительной деформации для разработанных низко- и экономнолегированных сталей

| Температура деформации, °С                   | $\tau_p$ , с, при степени относительной деформации: |          |          |          |          |          |          |          |          |
|--|---|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|
|  | 10 %  |          |          | 20 %     |          |          | 30 %     |          |          |
| <b>Низколегированные стали состава №:</b>    |   |          |          |          |          |          |          |          |          |
|  | <b>5</b>  | <b>6</b> | <b>7</b> | <b>5</b> | <b>6</b> | <b>7</b> | <b>5</b> | <b>6</b> | <b>7</b> |
| 900  |   | -        | -        | -        | -        | -        | -        | -        |          |
| 950  |   | -        | -        | 82       | 86       | 50       | 48       | 46       |          |
| 1000   |   | >200     | >200     | 32       | 25       | 20       | 15       | 11,3     | 8        |
| 1050   |   | 45       | 36       | 9,9      | 9,9      | 9        |          | 8,9      | 6,0      |
| 1100   |   | 24       | 15       |          | 6,9      |          |          | 5,1      | 5,0      |
| 1150   |   | 15       |          |          | 4,7      |          |          | 3,4      |          |
| <b>Экономнолегированные стали состава №:</b> |   |          |          |          |          |          |          |          |          |
|  | <b>8</b>  | <b>9</b> |          | <b>8</b> | <b>9</b> |          | <b>8</b> | <b>9</b> |          |
| 900  | -   | -        |          | -        | -        |          | -        | -        |          |
| 950  | -   | -        |          | 40       | -        |          | 17       | -        |          |
| 1000   | 145   | -        | -        | 17       | 43       | -        | 9,6      | 38       | -        |
| 1050   | 45  | 74       |          | 6,9      | 15       |          | 6,9      | 11       |          |
| 1100   | 19  | 44       |          | 3,8      | 8,7      |          | 3,2      | 7,2      |          |
| 1150   | 12  | 14       |          | 3,3      | 7,2      |          | 3        | 5,7      |          |

Определение температурно-кинетических параметров СР необходимо для обоснованного выбора оптимальной температурной схемы деформации на высокотемпературной стадии с учетом реализуемых в промышленных условиях частных степеней деформации при многопроходной схеме (не более 15-20 % за проход в зависимости от толщины листа) и пауз между последовательными обжатиями (~ 10-15 с для обеспечения сохранения заданного температурного графика при дробных схемах высокотемпературной деформации), создания температурно-временных условий, препятствующих частичной ДР и МДР, а также росту зерна аустенита вследствие собирательной рекристаллизации (особенно при высоких температурах 1100-1150 °С вследствие того, что релаксация напряжений развивается весьма быстро и полностью завершается в течение 3-7 с, Таблица 4.3) [245; 246].

В низколегированных сталях составов №№ 5 и 6, микролегированных Nb или комплексно Nb+V (при содержании ниобия в количестве 0,02-0,04 %), при степени деформации 10% в

диапазоне температур 900-950 °С относительно резкого разупрочнения не наблюдается, Рисунок В.4 в, в связи с чем можно говорить об отсутствии процесса СР или ее незначительном прохождении. При повышении температуры деформации до 1000 °С по характеру кривой релаксации видно, что СР не завершается полностью (за выбранное время релаксационной выдержки), однако проходит уже в значительном объеме. Дальнейшее повышение температуры до 1050-1150 °С приводит к полному завершению СР за время от 45 до 15 с. Повышение степени деформации до 20 % приводит к понижению температуры  $T_{sr}$  до 950 °С, однако время, необходимое для завершения СР (82...86 с), существенно превышает максимальную продолжительность междеформационных пауз в промышленных условиях – не более 15 с. Кроме того, значительно ускоряется кинетика СР при температурах деформации 1050-1150 °С, Рисунок В.4 а, г, время ее завершения в данном температурном диапазоне составляет 5-10 с. Дальнейшее повышение степени деформации до 30 % несколько уменьшает значения  $\tau_p$ : в частности, при температуре деформации 1000°С за время междеформационной паузы СР успевает полностью завершиться (11-15 с), Таблица 4.3. В диапазоне температур 1050-1150°С данное увеличение степени деформации значительного изменения в кинетику СР не вносит [245], Рисунок В.4 б, д.

Дополнительное микролегирование низколегированной стали состава № 7 титаном (Nb+V+Ti) по сравнению со сталями составов №№ 5 и 6 вследствие формирования исходной более мелкозернистой структуры после нагрева до температуры 1200 °С способствует уменьшению времени завершения СР вне зависимости от температуры и степени деформации при сохранении тех же значений  $T_{sr}$  (1000 °С при степени деформации 10 % и 950 °С – при степенях деформации 20 и 30 %), Рисунок В.4 е-з. При этом наиболее значимое ускорение процесса СР отмечается в двух случаях: при степени деформации 10 % и более высоких температурах деформации 1050-1100 °С и, наоборот, при более низких температурах деформации 950-1000 °С и высоких степенях обжатий 20...30 %, Таблица 4.3. Так, после деформации при температурах 1050-1100 °С со степенью 10 % полное завершение СР протекает за время от 36 до 15 с, Рисунок В.4 е. Увеличение степени деформации до 20-30 % при данных температурах обуславливает полное протекание СР за время междеформационных пауз (5-9 с), Рисунок В.4 ж, з. После деформации при температуре 1000 °С при степени деформации 20 % за время междеформационной паузы завершиться не успевает ( $\tau_p=20$  с), ее полное протекание в течение 8 с наблюдается после приложения деформации 30 % [245], Рисунок В.4 з.

В экономнолегированной стали состава № 9 по сравнению с низколегированной сталью, микролегированной ниобием в том же количестве 0,02-0,04 % (без добавок ванадия и титана), температура начала СР повышается ~ на 50 °С (до 1050 и 1000 °С соответственно при степенях деформации 10 % и 20...30 %), даже несмотря на более мелкое исходное аустенитное зерно после нагрева до температуры 1200 °С - ~ 64 мкм. При степени деформации 10% повышение температуры деформации от 1050 до 1150 °С способствует уменьшению времени окончания СР от 74 до 14 с, Рисунок В.4 м. При температуре деформации 1000 °С СР полностью не заканчивается даже при степени деформации 30 % ( $\tau_p=36$  с), что не позволяет при данной температуре обеспечить формирование однородной зеренной аустенитной структуры перед чистой стадией прокатки. Повышение температуры деформации до 1050 °С при степенях

деформации 20-30 % позволяет обеспечить завершение СР за время междеформационной паузы (11-15 с). Дальнейшее повышение температуры до 1100-1150 °С при данных степенях деформации снижает значения  $\tau_p$  до 6-9 с [246], Таблица 4.3.

При микролегировании экономнолегированной стали состава № 8 ванадием температура начала СР снижается ~ на 50 °С по сравнению со сталью состава № 9, микролегированной ниобием, а скорость ее протекания значительно повышается, Рисунок В.4 и-л. Так, при температуре деформации 1000 °С со степенью 20-30 % СР завершается в 3-4 раза быстрее, а при более высокой температуре деформации 1050-1150 °С – в 2 раза. После деформации со степенью 10 % значение  $T_{sr} = 1000$  °С, при этом время для полного завершения СР составляет 145 с. При повышении температуры до 1050-1100 °С оно уменьшается до 45...20 с, а после деформации при температуре 1150 °С времени междеформационной выдержки становится достаточным для обеспечения мелкозернистой статически рекристаллизованной структуры, Рисунок В.4 и. При более высоких степенях деформации наблюдаются схожие тенденции ускорения процесса СР при повышении температуры деформации. При повышении степени деформации до 20-30 % наблюдается понижение значений  $T_{sr}$  до 950 °С, при этом существенно уменьшаются и значения  $\tau_p$  до 40...17 с, Рисунок В.4 к, л. При температуре 1000 °С после накопления деформации 20 % СР успевает пройти за время ~ 15-17 с, 30 % - ~ 10 с, Таблица 4.3. Дальнейшее повышение температуры деформации при степенях обжатия 20-30 % обеспечивает завершение СР за время порядка 3-7 с. Следует отметить, что в целом скорость протекания СР в экономнолегированной стали с ванадием близка к низколегированной стали, микролегированной Nb и V+Nb, что, может быть связано с компенсирующим влиянием легирующих элементов на диффузионные процессы и тормозящего эффекта ниобия при примерно одинаковом исходном зерне аустенита после нагрева до температуры 1200 °С (90...94 мкм) [246].

Выбор оптимальных режимов высокотемпературной стадии при прокатке толстолистового проката осложняется существенной неоднородностью распределения температуры и интенсивности пластической деформации по сечению крупномасштабных заготовок. Очевидно, что при увеличении толщины листов нерациональный выбор температурно-деформационных схем прокатки может привести к увеличению степени развития структурной неоднородности конечной структуры, в первую очередь обусловленной неравномерностью протекания рекристаллизационных процессов (статической и собирательной рекристаллизации) в аустените по слоям промежуточных заготовок.

С точки зрения создания температурно-деформационных условий для наиболее однородного протекания СР, как в поверхностных слоях с максимальной деформацией и наиболее низкой температурой, так в центральных наиболее «горячих» слоях с «пассивной» деформацией, целесообразно применение высоких температур деформации – не ниже 1050 °С для всех исследованных сталей, позволяющей обеспечить полное завершение СР за время междеформационных пауз (не более 15 с) по всей толщине промежуточного подката, Таблица 4.3. Однако, как следствие, повышение температуры в центральных слоях (до 1150-1170 °С и выше) способствует росту аустенитного зерна при промежуточном подстуживании (между стадиями прокатки), продолжительность которого зависит от толщины листа (от 5 до 20 мин) из-

за интенсификации процесса собирательной рекристаллизации. Так, согласно данным, полученным при исследовании роста зерна при нагреве до температуры 1150 °С при увеличении времени выдержки до 5 мин, в низколегированных сталях с Nb или V+Nb, наблюдается рост аустенитного зерна до 110-115 мкм, что приводит к формированию в середине по толщине листов крайне неоднородной ферритно-бейнитной структуры с высоким коэффициентом анизотропии  $K_{\alpha 100}$  и протяженными областями РБ, образовавшимися в пределах крупных деформированных аустенитных зерен. При этом вблизи поверхности  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение будет осуществляться из мелкозернистого рекристаллизованного аустенита.

Кроме того, поддержание на черновой стадии прокатки температуры  $\sim 1070-1030^\circ\text{C}$  технологически требует использования более высокотемпературного нагрева под прокатку  $\sim 1220^\circ\text{C}$ , что недопустимо как для низколегированных судостроительных сталей, микролегированных Nb или V+Nb, так и для экономнолегированных сталей с ванадием. В низколегированной стали, дополнительно легированной титаном, и экономнолегированной стали с ниобием при данных температурах существенного роста зерна не наблюдается как при нагреве до более высоких температур, так и при увеличении времени выдержки при температурах 1150-1170 °С, в связи с чем проведение прокатки при температуре 1050 °С является допустимым.

Полученные данные для всех исследованных сталей свидетельствуют о том, что в промышленных условиях обеспечить температурно-деформационные условия для полного протекания СР в каждом последовательном проходе (температура не ниже 1050 °С со степенью частных обжатий не менее 20 %) затруднительно. В связи с этим более перспективный механизм измельчения зерна аустенита путем накопления суммарной степени деформации, необходимой для полного завершения СР за 2-3 прохода. При этом от обжатия к обжатию размер зерен аустенита изменяется, что значительно изменяет условия протекания рекристаллизации во время каждого следующего этапа деформирования. При этом характер протекания процессов разупрочнения во время междеформационных пауз зависит от того, на каком этапе была прервана деформация. При небольшой деформации в деформированном металле возникает сравнительно невысокая плотность дислокаций и в междеформационных паузах разупрочнение происходит преимущественно за счет статического возврата. Рост плотности дислокаций при накоплении высоких суммарных степеней деформации способствует развитию наряду со статическим возвратом процесса СР [81].

**Особенности протекания СР в условиях «дробной» деформации.** Для исследования особенностей протекания СР после каждого последовательного прохода на высокотемпературной стадии прокатки были проведены следующие эксперименты: образцы из низколегированной стали состава № 6 нагревали до температуры 1200 °С, выдерживали в течение 2 мин, охлаждали до температуры 1000 °С, деформировали по нескольким схемам: со степенью 10 %, (10+10) %, (10+10+10) %, (10+10+10+10) %, (10+10+10+10+15) %, (10+10+10+10+15+10) %, выдерживали в течение 10 с, далее охлаждали с различными скоростями 15 и 100 °С/с. Для понимания природы разупрочнения аустенита после каждого прохода исследовали диаграммы релаксации напряжений при моделировании прокатки по тем

же температурно-деформационным схемам, после которых давали изотермическую выдержку в течение 200 с, в ходе которой происходила релаксация напряжений, и охлаждали на воздухе [].

После первого прохода в металле происходит медленное разупрочнение, следов СР не наблюдается, Рисунок 4.5 а, что подтверждает формирование пакетно-блочной структуры РБ, области которого сформированы в пределах нерекристаллизованных БАЗ со средним размером 96 мкм [283], Рисунок 4.6 а, д.

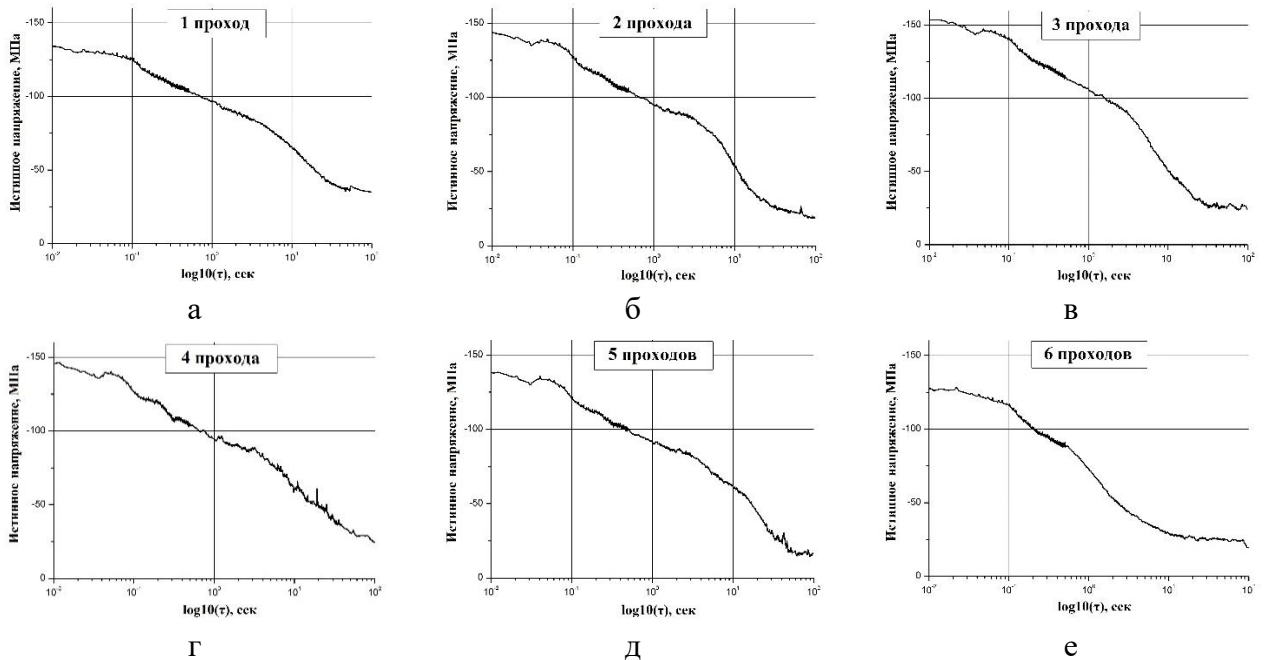


Рисунок 4.5 - Диаграммы релаксации напряжений после первого (а), второго (б), третьего (в), четвертого (г), пятого (д) и шестого (е) прохода при температуре деформации 1000 °С для образцов из низколегированной стали состава № 6

После второго прохода при накоплении суммарной степени деформации 20 % (10+10 %) СР протекает за время порядка 82 с, Рисунок 4.5 б, что в ~ 7-8 раз превышает время междеформационной паузы, в результате чего  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение осуществляется также преимущественно из нерекристаллизованных деформированных зерен, сосуществующих с незначительной частью рекристаллизованного объема (не более 15 %). В результате средний размер БАЗ (~ 89 мкм), как и морфология бейнита грубого реечного типа существенно не изменяется [283].

После третьего прохода СР заканчивается за ~ 22 с, Рисунок 4.5 в, в результате чего наблюдается существенное измельчение среднего размера БАЗ до 62 мкм, Рисунок 4.6 б, что говорит о значительном увеличении рекристаллизованного объема. Об этом свидетельствует и формирование бейнитной структуры как реечной (с более короткими узкими рейками), так и гранулярной морфологии, Рисунок 4.6 е. Увеличению времени завершения СР при «дробной» схеме (10+10+10 %) (не позволяющей обеспечить полное завершение СР во всем объеме аустенитной структуры за время междеформационной паузы не более 15 с) по сравнению с однократной деформацией со степенью 30 % связано с тем, что накоплению необходимой деформации за несколько проходов препятствует некоторое снятие наклепа за счет протекания статического возврата и частичной СР во втором проходе [283].



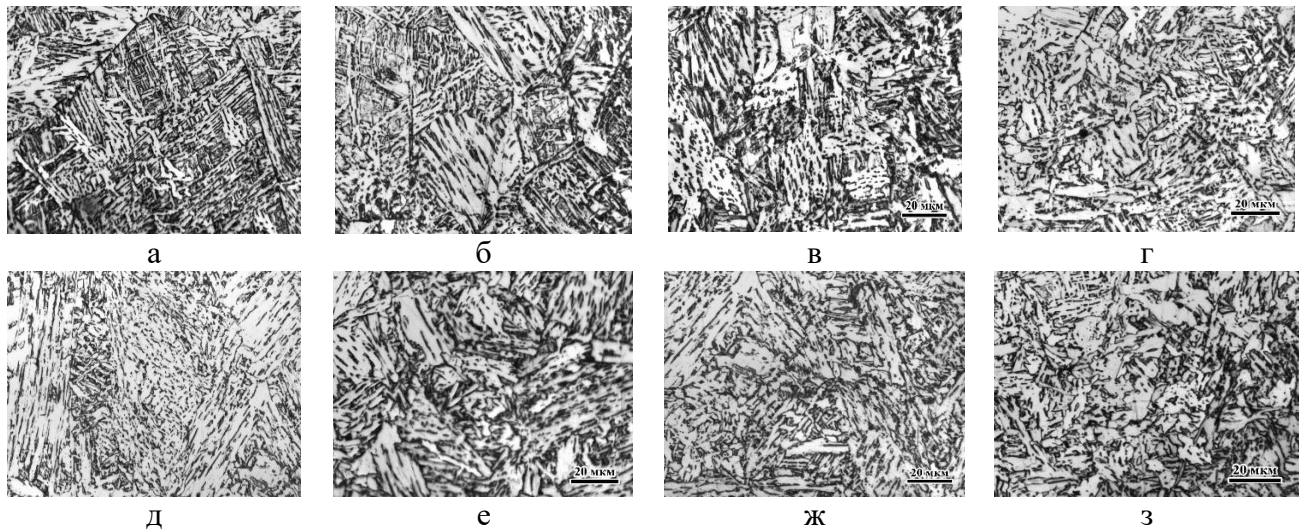


Рисунок 4.6 - Структура низколегированной судостроительной стали состава № 6 после первого (а, д), третьего (б, е), четвертого (в, ж) и шестого (г, з) на черновой стадии прокатки при температуре деформации 1000 °С с последующим охлаждением со скоростью 100 (а-г) и 15 (д-з) °С/с [283]

После четвертого прохода со степенью 10 % средний размер БАЗ остается неизменным (~60 мкм), как и морфология бейнита, Рисунок 4.6 в, ж, что говорит об отсутствии СР вследствие недостаточной деформации после значительного снятия напряжений за счет протекания СР после третьего прохода. Признаков протекания СР не наблюдается и на кривой релаксации напряжений: в течение длительной выдержки происходит монотонное снижение напряжения в металле, Рисунок 4.5 г.

После пятого прохода (10+10+10+10+15 %) после накопления суммарной степени деформации не менее 25 % (с учетом снятия напряжений после первых трех обжатий) СР протекает за время порядка 52 с, что в ~3-4 раза превышает время междеформационной паузы, Рисунок 4.5 д. Уменьшение времени завершения СР по сравнению со вторым проходом, когда накапливается примерно та же степень деформации, связано в первую очередь с более мелким зерном асугенита, измельченным после третьего прохода. Существенных структурных изменений после 5 прохода по сравнению с третьим-четвертым проходом во время многопроходной деформации также не наблюдается как при охлаждении образцов со скоростью 15 °С/с (смесь РБ+ГБ), так и при более быстром охлаждении со скоростью 100 °С/с (средний размер БАЗ – 58 мкм), что также свидетельствует о незначительной степени протекания СР [283].

После шестого прохода (10+10+10+10+15+15 %) при накоплении суммарной степени деформации ~40 % (10+15+15 %) без учета незначительного снятия наклепа за счет статического возврата и частичной СР на 4-5 проходах диаграмма релаксации имеет вид, Рисунок 4.5 е, характерный для полного протекания СР за время  $\tau_p=12$  с, соответствующее продолжительности междеформационной паузы. Анализ структуры также подтвердил измельчение зерна за счет протекания СР. После охлаждения со скоростью 100 °С/с размер БАЗ не превышает 25 мкм, Рисунок 4.6 г. После охлаждения со скоростью 15 °С/с наблюдается изменение морфологии бейнита: в стали формируется преимущественно ГБ, при этом размеры единичных областей РБ составляют не более 15 мкм, Рисунок 4.6 з.

Обобщая результаты исследований СР и ДР аустенита с учетом данных, полученных в п. 4.1.1 по росту зерна при температурах 1100-1150 °С, можно заключить следующее:

1. Учитывая невозможность достижения температурно-деформационных условий, необходимых для полного протекания ДР и МДР (однократной или накопления суммарной деформации не менее 65 %), попытки использования данного процесса для измельчения зерна аустенита путем повышения температурного диапазона до 1150-1100 °С в хладостойких судостроительных сталях с гарантированной работоспособностью могут привести к значительной разнотерности аустенитной структуры перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. Второй причиной разнотерности в середине по толщине листового проката из низко- и экономнолегированных судостроительных сталей может быть развитие собирательной рекристаллизации при промежуточном подстуживании вследствие повышения температуры по отношению к поверхностным слоям на 100 °С и более.

2. На примере низколегированной судостроительной стали показано, что измельчение аустенитного зерна на высокотемпературной стадии прокатки с дробной схемой деформации происходит не в каждом проходе, а при накоплении суммарной степени деформации за 3 прохода с учетом частичного снятия напряжений при каждом последовательном обжатиі вследствие статического возврата и частичной СР, что хорошо согласуется с результатами, полученными в работах [103;130-132].

3. В связи с вышеперечисленным выбор температурного диапазона проведения высокотемпературной (черновой) стадии прокатки при изготовлении толстолистового проката из судостроительных сталей арктического применения должен быть основан на следующих положениях:

3.1. В начале прокатки, когда зерно аустенита имеет наиболее крупный размер, необходимо осуществлять деформацию при минимальной температуре, при которой возможно полное протекание СР за 3 последовательных прохода (при накоплении суммарной степени деформации ~ 30 % вблизи поверхности) с учетом неравномерности распределения температуры и интенсивности горячей пластической деформации по слоям крупномасштабных заготовок (минимальной интенсивности при наиболее высокой температуре деформации в центральных слоях):

- для низколегированных сталей, микролегированных Nb или совместно Nb+V, комплексно микролегированных V+Nb+Ti (при содержании ниобия 0,02-0,04 %), и экономнолегированных с V, нагретых до температуры не выше 1200 °С, исключающей формирование исходных зерен размером более 100 мкм, –  $T_{1-3} = T_{sr} + 50^\circ\text{C}$ ;

- для экономнолегированных сталей, микролегированных Nb в количестве 0,02-0,04 %, нагретых до температуры не выше 1220 °С, –  $T_{1-3} = T_{sr} + 50^\circ\text{C}$  (которая, однако, несмотря на одинаковую формулу, на ~ 50 °С выше, чем для низколегированных сталей, микролегированных ниобием).

При этом СР стартует при данных температурах уже при накоплении степени деформации ~ 20-25 %, что в сочетании со статическим возвратом способствует некоторому снятию напряжений, в связи с чем более рационально применение возрастающего графика обжатий по

проходам, позволяющего накопить необходимую (для полного завершения СР за время междеформационной паузы не более 15 с) деформацию к третьему и шестому проходу.

3.2. После 3 прохода зерно аустенита измельчается в  $\sim 2$  раза за счет протекания СР, что позволяет при использовании деформационных схем с равномерным повышением попроходных обжатий (с достижением максимально возможных обжатий в последних проходах) в совокупности с проведением промежуточного подстуживания, продолжительность которого значительно превышает время завершения СР  $\tau_p$ , обеспечить протекание полной СР в последних трех проходах даже при постепенном снижении температуры деформации до ( $T_{1-3}-50^\circ\text{C}$ ). Это целесообразно для исключения условий ускорения собирательной рекристаллизации в центральных слоях при длительном промежуточном подстуживании (после завершения СР), где температура значительно выше, в связи с чем на черновой стадии прокатки более рационально применение температурной схемы по убывающему графику, а деформационной, наоборот, по возрастающему с накоплением движущей силы для полного завершения СР в условиях более низких температур.

При этом для низколегированных сталей, микролегированных ниобием или ванадием с ниобием (при содержании Nb – 0,02...0,04 %), а также экономнолегированных сталей с ванадием наиболее перспективно использование схемы деформации при температурах  $T_{sr}+50^\circ\text{C} \rightarrow T_{sr}$  при ограничении максимальных обжатий на последних проходах 15 % для исключения наклепа аустенитной структуры в отдельных более крупных зернах. Для экономнолегированных сталей, микролегированных ниобием в том же количестве, и низколегированной стали, дополнительно микролегированной титаном (V+Nb+Ti), применение более высоких температур по рекомендованному графику  $T_{sr}+50^\circ\text{C} \rightarrow T_{sr}$  позволяет избежать формирования наклепанных зерен даже при использовании деформационной схемы 10 $\rightarrow$ 20 %, более благоприятной с точки зрения максимального измельчения зерна аустенита за счет СР.

4. При производстве толстолистового проката из низко- и экономнолегированных сталей с индексом «Агс», а также хладостойких судостроительных сталей категории F толщиной до 100 мм выбор системы микролегирования должен быть основан на технологических возможностях современных прокатных клетей стана «5000», отличающихся энергосиловыми параметрами и уровнем автоматизации, что обуславливает создание различных температурно-деформационно-кинетических условий для измельчения аустенитного зерна на высокотемпературной (черновой) стадии.

4.1. При использовании прокатных станов с возможностью реализации более интенсивных схем горячей пластической деформации на высокотемпературной стадии прокатки (вследствие отсутствия ограничений по моменту прокатки) для низколегированных сталей рекомендовано микролегирование ниобием или ниобием и ванадием совместно (при содержании ниобия 0,02-0,04 %), для экономнолегированных сталей – целесообразно микролегирование Nb (однако микролегирование ванадием возможно), что позволяет обеспечить требуемые температурно-деформационные условия (достижения суммарной степени деформации не менее 30 % при температурах ( $T_{sr}+50^\circ\text{C}$ )... $T_{sr}$  в зависимости от содержания легирующих элементов) для полного протекания СР в каждом третьем проходе.

4.2. При использовании прокатных станов с ограничением по моменту прокатки, обуславливающим проведение деформации на первых 3-5 проходах высокотемпературной стадии со степенями 6-9 %, при ограничении времени междеформационных пауз не более 10-12 с (в условиях автоматизированного процесса) для низколегированных сталей целесообразно дополнительное введение добавки Ti (не более 0,02 %), а для экономнолегированных сталей – исключительно Nb. Это позволяет повысить температуру нагрева под прокатку без существенного роста зерна аустенита, и, как следствие, проведение черновой стадии прокатки при более высокой температуре, способствуя полному протеканию СР при накоплении меньшей суммарной степени деформации ~ 20 % за время междеформационных пауз (~10-12 с), а также исключить формирование крупных аустенитных зерен в центральных слоях при промежуточном подстуживании за счет развития собирательной рекристаллизации вследствие сдерживающего эффекта данных микролегирующих элементов, описанного в п. 4.1.1.

5. Выявленные особенности протекания рекристаллизационных процессов при высокотемпературной прокатке были использованы для разработки режимов моделирования двухстадийной термомеханической прокатки низкоуглеродистых сталей различного легирования на пластометре «GLEEBLE 3800».

#### **4.2. Моделирование прецизионных технологических процессов двухстадийной прокатки (ТМО+УО, ЗПН) на комплексе «GLEEBLE 3800» для разработанных низко- и экономнолегированных судостроительных сталей**

Управление основными структурообразующими процессами (ростом зерна, ДР, МДР и СР, фрагментацией и полигонизацией дислокаций) с учетом вышеописанных особенностей их протекания в разработанных хладостойких судостроительных сталях позволяет добиться максимального измельчения зеренной и субзеренной структуры аустенита при горячей пластической деформации, и, как следствие, повышения изотропности и однородности конечной структуры в листовом прокате больших толщин при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Варьирование температурно-деформационных условий проведения горячей прокатки (в том числе, параметров нагрева под прокатку, температурно-деформационных схем по проходам на каждой стадии прокатки, соотношения интегральных деформаций между высокотемпературной (черновой) и завершающей (чистовой) стадией), а также параметров контролируемого ускоренного охлаждения, обеспечивающего наследование зеренной и субзеренной структуры аустенита при реализации фазового превращения в заданной области, позволяет изменять не только соотношение и морфологию структурных составляющих, но и количественно воздействовать на РСЭ, разориентированные различными углами [199].

Ранее комплексные исследования по влиянию отдельных параметров прокатки на структуру проводились на дилатометре, который не позволяет воспроизводить промышленные режимы, а лишь примерно оценивать тенденцию их влияние на формируемую структуру.

Многофункциональный исследовательский комплекс «GLEEBLE 3800» позволяет моделировать на малых лабораторных образцах реальные технологические процессы ТМО+УО, а также горячей деформации перед закалкой с печного и прокатного нагрева, с воспроизведением температурно-деформационно-кинетических условий проведения прокатки и охлаждения листового проката в промышленных условиях. Таким образом, становится возможным разработать оптимальные температурно-деформационные графики проведения прокатки по проходам, которые позволяет реализовать в промышленных условиях современное автоматизированное оборудование со сквозной цифровизированной прослеживаемостью на каждой стадии технологической цепочки.

В связи с этим, целью настоящих исследований является разработка оптимальных прецизионных температурно-деформационных режимов прокатки и ускоренного охлаждения, обеспечивающих формирование однородной мелкодисперсной ферритно-бейнитной, бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры заданной морфологии и высокой дисперсности структурных элементов на основании моделирования различных схем двухстадийной термомеханической обработки (прокатки) на пластометре «GLEEBLE 3800» с варьированием ключевых параметров<sup>1</sup>.

Степень однородности, изотропности и морфологию ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры определяют следующие технологические параметры двухстадийной прокатки (при использовании технологий ТМО+УО, ЗПН+О, а также З+О с учетом структурной наследственности в экономнолегированных сталях):

- температура нагрева под прокатку (время выдержки определяет степень гомогенизации аустенита и растворения карбидной и карбонитридной фаз);
- график распределения температуры и степени деформации по проходам на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, определяющий измельчение исходного аустенитного зерна за счет рекристаллизации;
- соотношение суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях прокатки, определяющих приоритетный механизм измельчения аустенитной структуры;
- график распределения температуры и степени деформации по проходам на завершающей (чистой) стадии прокатки, определяющий субзеренную структуру аустенита перед началом  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением за счет фрагментации и динамической полигонизации дислокаций;
- температура окончания и скорость ускоренного охлаждения, определяющего формирование конечной ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры требуемой морфологии и дисперсности структурных элементов.

Данные исследования проводились на образцах из низко- и экономнолегированной сталей двух химических составов №№ 5 и 9, Таблица 4.1. Количественная оценка параметров ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры сталей после различных режимов обработки проводилась с помощью анализатора изображений Thixomet. Для образцов, обработанных с варьированием температурного графика и схемы деформации по проходам на завершающей (чистой) стадии прокатки проводились исследования структуры методом EBSD-анализа.

---

<sup>1</sup> Исследования выполнены совместно с Беляевым В.А.

#### 4.2.1. Влияние температуры нагрева под прокатку на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры

Температура нагрева исходной заготовки (непрерывнолитого сляба КП, ковальной брамы, листового слитка ЭСПЦ) из низкоуглеродистых низко- и экономнолегированных хладостойких сталей под прокатку не должна приводить к полному растворению в металле карбидных и карбонитридных фаз и значительному росту исходного аустенитного зерна (с учетом выбранной системы микролегирования). Формирование исходной крупнозернистой аустенитной структуры за счет миграции границ (или наличие отдельных более крупных зерен) в обеих сталях существенным образом влияет на процесс измельчения зерна за счет рекристаллизации, характер  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и морфологию структурных составляющих. Даже небольшой (на 20-30 °С) перегрев (в том числе по зонам методической нагревательной печи) может привести к образованию крупнозернистого аустенита, который отличается более высокой устойчивостью за счет уменьшения числа центров образования новой фазы при уменьшении протяженности его границ, вследствие чего образуются преимущественно «грубые» продукты низкотемпературного превращения, вызывая существенное снижение хладостойкости и трещиностойкости стали при низких температурах испытаний [81; 271].

В Таблице В.1 (Приложение В) представлены фактические режимы обработки образцов из низко- и экономнолегированной сталей на комплексе «GLEEBLE 3800» с варьированием температуры нагрева под прокатку. На Рисунке 4.7 продемонстрировано ее влияние на структуру исследованных сталей составов №№ 5 и 9.

В низколегированной стали после нагрева до температуры 1170 °С, ТМО и ускоренного охлаждения по выбранным режимам формируется мелкозернистая ферритно-бейнитной структура с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии (~ 60 %) и дисперсным КПФ (~ 28 %) со средним размером зерна 3,9 мкм, Рисунок 4.7 а. Повышение температуры нагрева до 1200 °С обуславливает увеличение доли бейнитной составляющей в конечной структуре до ~ 65 % (в том числе реечного типа от ~ 4 до ~ 9 %, при этом размер кристаллитов РБ не превосходит 25 мкм). Доля КПФ в данном образце не превышает 22 %, а размер его зерен варьируется от 2 до 12 мкм при среднем размере 4,3 мкм. Основной структурной составляющей остается дисперсный ГБ, доля которого в структуре занимает ~ 70 %, Рисунок 4.7 б. После нагрева до температуры 1230°С наблюдается выраженная полосчатость ферритно-бейнитной структуры - крупные области РБ длиной до 130 мкм, ориентированные в направлении приложения деформации, декорированы прослойками зерен деформированного феррита размером до 28 мкм, Рисунок 4.7 в. Такая структура имеет низкие значения вязко-пластических свойств и характеристик работоспособности.

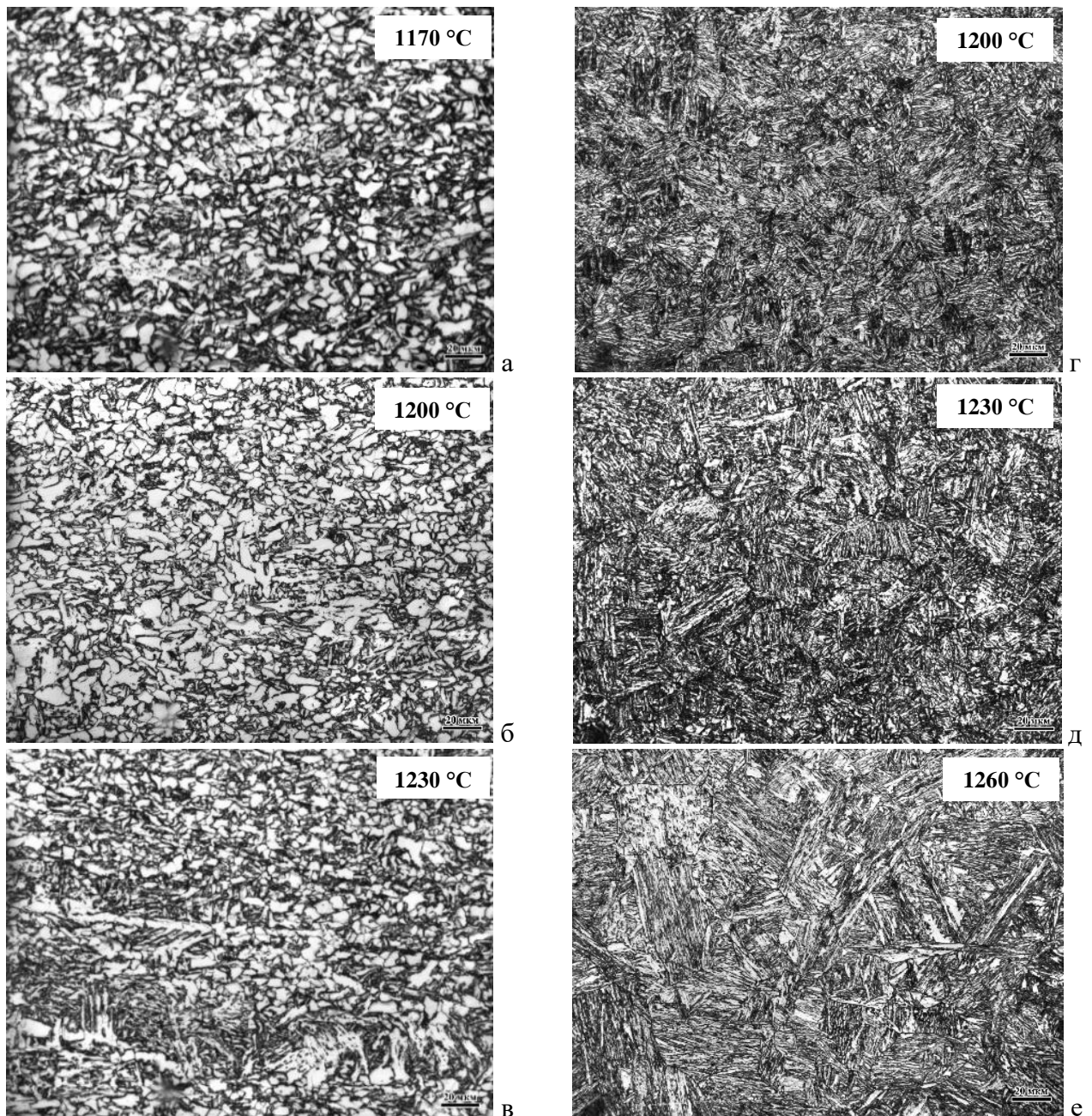


Рисунок 4.7 - Структура низколегированной (а-в) и экономнолегированной (г-е) сталей после моделирования двухстадийной прокатки с варьированием температуры нагрева ( $T_n$ ): а -  $T_n=1170^\circ\text{C}$ ; б, г -  $T_n=1200^\circ\text{C}$ ; в, д -  $T_n=1230^\circ\text{C}$ ; е -  $T_n=1260^\circ\text{C}$

В экономнолегированной стали, микролегированной ниобием, нагрев до температур 1200-1230 °С обеспечивает после двухстадийной прокатки и последующего охлаждения формирование достаточной однородной бейнитно-мартенситной структуры с размером БАЗ от 18 до 32 мкм, Рисунок 4.7 г, д. Повышение температуры нагрева свыше 1230 °С приводит к существенной разнотерности БАЗ (их размер варьируется от 20 до 86 мкм), Рисунок 4.7 е. Формирование исходной крупнозернистой структуры аустенита, обладающей повышенной устойчивостью за счет уменьшения числа центров образования новой фазы при уменьшении протяженности границ, обуславливает получение бейнитно-мартенситной структуры, отличающейся грубым пакетно-блочным строением: длина реек изменяется от 10 до 50 мкм. Бейнитные области отличаются многообразием морфологических форм  $\alpha$ -фазы: РБ, нижний

бейнит с крупными взаимопроникающими иглами, кристаллиты со сложным «корзиночным плетением», а также более светлые участки неправильной формы с извилистыми границами. В межреечном пространстве таких структур присутствуют прослойки остаточного аустенита, на месте которых при высокотемпературном отпуске формируется грубая карбидная фаза в виде пластинчатых выделений протяженностью свыше 250 нм, что приводит к охрупчиванию стали при отрицательных температурах.

Таким образом, выбор температуры нагрева низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей для Арктики обусловлен сдерживанием значительного роста зерна аустенита при нагреве под прокатку за счет миграции границ, которое определяет возможность измельчения зеренной структуры аустенита на высокотемпературной стадии за счет создания температурно-деформационных условий для полного протекания многократной СР. В частности, для разработанных низко- и экономнолегированных сталей, микролегированных Nb в количестве  $\sim 0,02-0,04$  %, оптимальными диапазонами температуры нагрева являются (1170...1200) и (1200...1230) °С соответственно.

#### **4.2.2. Влияние температурно-деформационной схемы обжатий по проходам на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры**

В области высокотемпературных деформаций необходимо обеспечить измельчение зеренной структуры аустенита за счет создания температурно-деформационных условий, обеспечивающие полноту протекания процесса СР в аустените после накопления необходимой степени деформации за время фактически реализуемых в промышленных условиях междеформационных пауз (не более 15 с) при исключении развития собирательной рекристаллизации. Данные исследования проводились с целью определения оптимального состояния аустенита на высокотемпературной стадии (деформированный или рекристаллизованный аустенит), необходимого для формирования при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении наиболее дисперсной ферритно-бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры с морфологическим подобием структурных составляющих (преимущественно гранулярного типа в низколегированной стали и продуктов низкотемпературного превращения – в экономнолегированной стали) при отсутствии недопустимых структурных неоднородностей, таких как протяженные области РБ и разнотерность по размеру БАЗ.

**Варьирование температурного графика по проходам на черновой стадии.** В таблице В.2 представлены фактические режимы обработки образцов из низко- и экономнолегированной сталей на комплексе «GLEEBLE 3800» с варьированием температурного графика по проходам, обеспечивающего различную степень наклепа горячедеформированного аустенита. Схема деформации на черновой стадии выбрана с учетом результатов исследования СР при изучении способности металла к накоплению суммарной степени деформации, достаточной для обеспечения полноты протекания данного процесса, в зависимости от уровня легирования (п. 4.1.2).



**Низколегированная судостроительная сталь.** При использовании на черновой стадии прокатки убывающего температурного графика с завершением деформации выше температуры  $T_{sr}$  (режимы №№ 4-6) наблюдается формирование дисперсной ферритно-бейнитной структуры с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии и КПФ, доля которого занимает ~ 28-33 % исследованной площади шлифов, Рисунок 4.8 а-в.

Формирование наиболее однородной ферритно-бейнитной структуры с размером зерна КПФ ~ 4 мкм, представляющей преимущественно мелкодисперсный ГБ (размер кристаллитов  $\alpha$ -фазы бейнита варьируется в пределах 3...12 мкм при среднем размере 5,4 мкм), Рисунок 4.8 в, наблюдается при использовании режима № 6 с деформацией по убывающему температурному графику ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$  $T_{sr}$ , что обеспечивает наиболее эффективное измельчение зерна аустенита за счет СР в условиях многопроходной деформации по возрастающей схеме 10 $\rightarrow$ 15 % (согласно исследованиям, проведенным в п. 4.1.2) и исключает условия для развития собирательной рекристаллизации. Выбор температурных диапазонов ( $T_{sr}+150^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$  ( $T_{sr}+100^{\circ}\text{C}$ ) и ( $T_{sr}+100^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$  ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) (режимы №№ 4, 5) приводит к некоторому укрупнению ферритного зерна (средний размер зерен КПФ составляет ~ 5,2 мкм), а также наличию в структуре участков РБ (не более 5%), размер которых не превышает 28 мкм, Рисунок 4.8 а, б, что может быть связано с незначительным ростом зерна аустенита (~ 5-10 мкм) за счет развития собирательной рекристаллизации во время промежуточного подстуживания при более высоких температурах.

Особое внимание заслуживает схема проведения черновой стадии прокатки в соответствии с оптимальным температурным графиком ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$  $T_{sr}$  при контролируемом занижении температуры в последнем проходе до ( $T_{sr}-50^{\circ}\text{C}$ ) (режим № 7), что не оказывает существенного влияния ни на морфологию, ни на дисперсность структурных составляющих, Рисунок 4.8 г. В образце также формируется мелкозернистая ферритно-бейнитная структура гранулярного типа (средний размер зерна КПФ – 4,1 мкм, кристаллитов бейнитного феррита в ГБ – 2...14 мкм при среднем размере ~ 5,8 мкм) при наличии единичных областей РБ размером не более 23 мкм, что свидетельствует о  $\gamma\rightarrow\alpha$ -превращении из мелкозернистого статически рекристаллизованного аустенита. При этом данный прецизионный прием целесообразен при прокатке толстых листов (от 50 мм и более) с точки зрения снижения температуры в наиболее разогретых центральных слоях. Это минимизирует влияние градиента распределения температурно-деформационных параметров по сечению крупногабаритных заготовок на структурообразующие процессы в аустените, и, как следствие, снижает степень структурной неоднородности в превращенной структуре. Проведение деформации с окончанием при температуре  $T_{sr}$  и выше при последующем более длительном для толстолистого проката промежуточном подстуживании (от 5 мин и более) неизбежно приводит к созданию условий для развития собирательной рекристаллизации и, как следствие, формирования крупнозернистого аустенита.

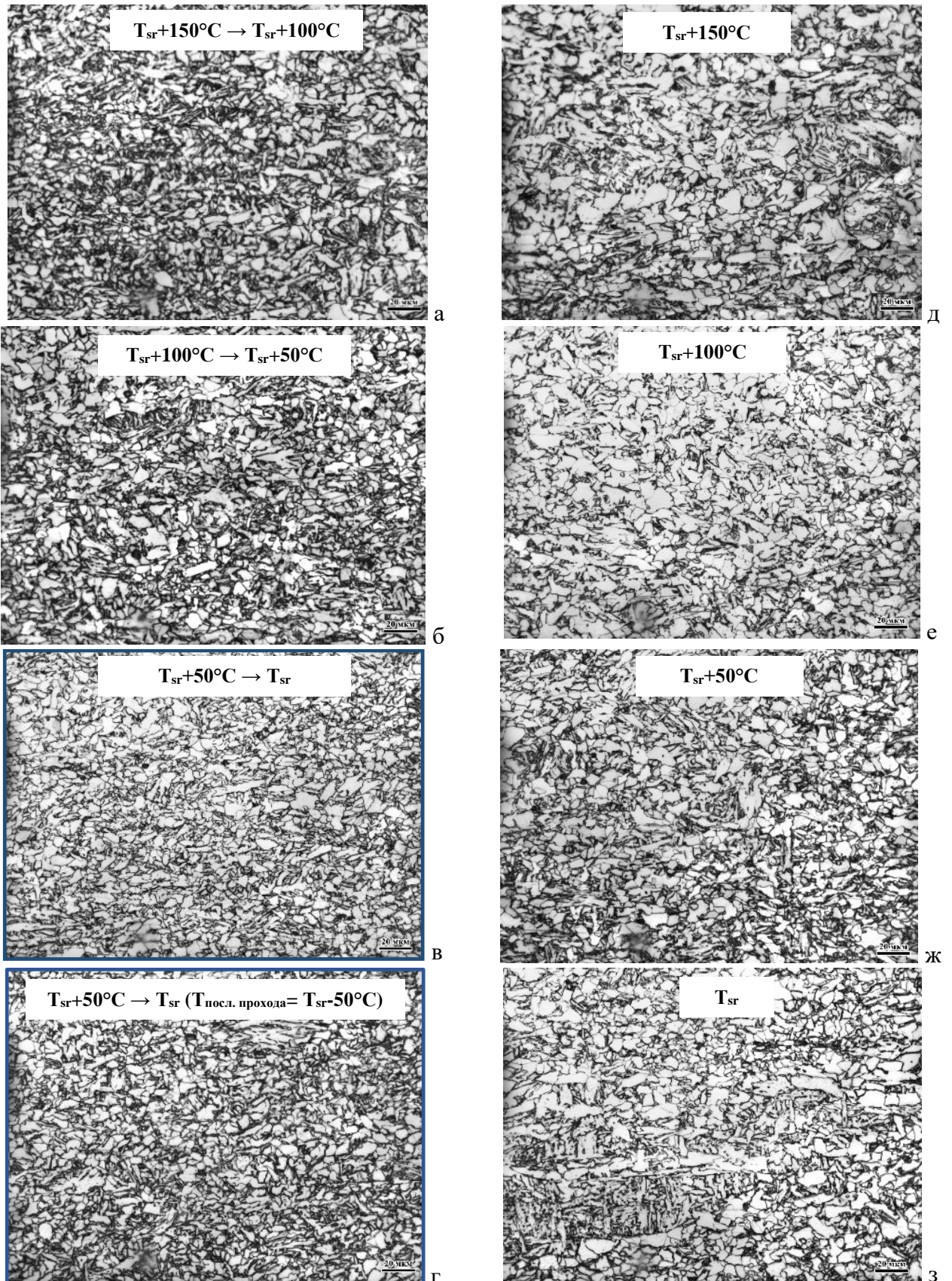


Рисунок 4.8 - Структура низколегированной стали состава № 5 после моделирования двухстадийной ТМО+УО с деформацией на черновой стадии по убывающему (а-г) и изотермическому (д-з) температурному графику по проходам:

а -  $(T_{sr}+150^{\circ}\text{C}) \rightarrow (T_{sr}+100^{\circ}\text{C})$ ; б -  $(T_{sr}+100^{\circ}\text{C}) \rightarrow (T_{sr}+50^{\circ}\text{C})$ ; в -  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$ ;  
 г -  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$  (при снижении температуры в последнем проходе до  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ );  
 д -  $(T_{sr}+150^{\circ}\text{C}) = \text{const}$ ; е -  $(T_{sr}+100^{\circ}\text{C}) = \text{const}$ ; ж -  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) = \text{const}$ ; з -  $T_{sr} = \text{const}$



Использование на черновой стадии прокатки изотермического графика деформации по проходам при высоких температурах ( $T_{sr}+150^{\circ}\text{C}$ ) и ( $T_{sr}+100^{\circ}\text{C}$ ) (режимы №№ 9 и 10) способствует формированию достаточно однородной, но менее дисперсной ферритно-бейнитной структуры по сравнению с убывающим температурным графиком при соответствующих температурах (режимы №№ 4 и 5). Это, вероятно, связано с  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением из аустенита с более крупным зерном вследствие его роста за счет собирательной рекристаллизации при промежуточном подстуживании при более высоких температурах (согласно данным, полученным в п. 4.1.1, увеличение времени выдержки до 5 мин при данных температурах обуславливает увеличение среднего размера БАЗ на 10-20 мкм). Средний размер зерен КПФ после деформации при постоянной температуре ( $T_{sr}+150^{\circ}\text{C}$ ) увеличивается до 9,2 мкм, а при ( $T_{sr}+100^{\circ}\text{C}$ ) – до 8,4 мкм, максимальный размер кристаллитов  $\alpha$ -фазы в ГБ – до 19 мкм, Рисунок 4.8 д, е. Кроме того, при температуре деформации ( $T_{sr}+150^{\circ}\text{C}$ ) также увеличивается доля (~ до 9-10 %) и размер областей РБ (максимальная протяженность которых составляет ~ 37 мкм), равномерно распределенных по исследованной площади шлифа, Рисунок 4.8 д.

Проведение деформации на черновой стадии при постоянной температуре ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) (режим № 11) обеспечивает формирование мелкозернистой ферритно-бейнитной структуры (средний размер зерна КПФ – 4,3 мкм, кристаллитов бейнитного феррита в ГБ – ~ 6,4 мкм), Рисунок 4.8 е, однако несколько крупнее, чем при оптимальных режимах по убывающему графику. Дальнейшее понижение температуры деформации до температуры  $T_{sr}$  (режим № 12), при которой требуется не менее 45 с для ее полного завершения (даже при накоплении степени деформации 30 %), видимо, приводит к формированию перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением разнотермической аустенитной структуры. Это способствует образованию неоднородной ферритно-бейнитной структуры, в которой крупные области РБ протяженностью более 100 мкм, сформированные во всем объеме исходного нерекристаллизованного аустенитного зерна, сменяются участками КПФ и ГБ, размер зерен варьируется в широких пределах - от 2 до 23 мкм, Рисунок 4.8 ж, что недопустимо для сталей с гарантированной работоспособностью при низких температурах испытаний.

**Экономнолегированная судостроительная сталь.** В высокопрочной экономнолегированной стали наиболее однородная по размеру и морфологическим особенностям бейнитно-мартенситная структура с выраженным пакетно-блочным строением (представленная в основном РБ и РМ при доле ГБ не более 10 %) формируется после проведения деформации по убывающему температурному графику ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ )  $\rightarrow T_{sr}$  (режим № 5), что косвенно указывает на протекание  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения из мелкозернистого статически рекристаллизованного аустенита. Размер БАЗ варьируется в достаточно узком диапазоне – от 12 до 27 мкм (при среднем размере БАЗ – 18 мкм), Рисунок 4.9 б.



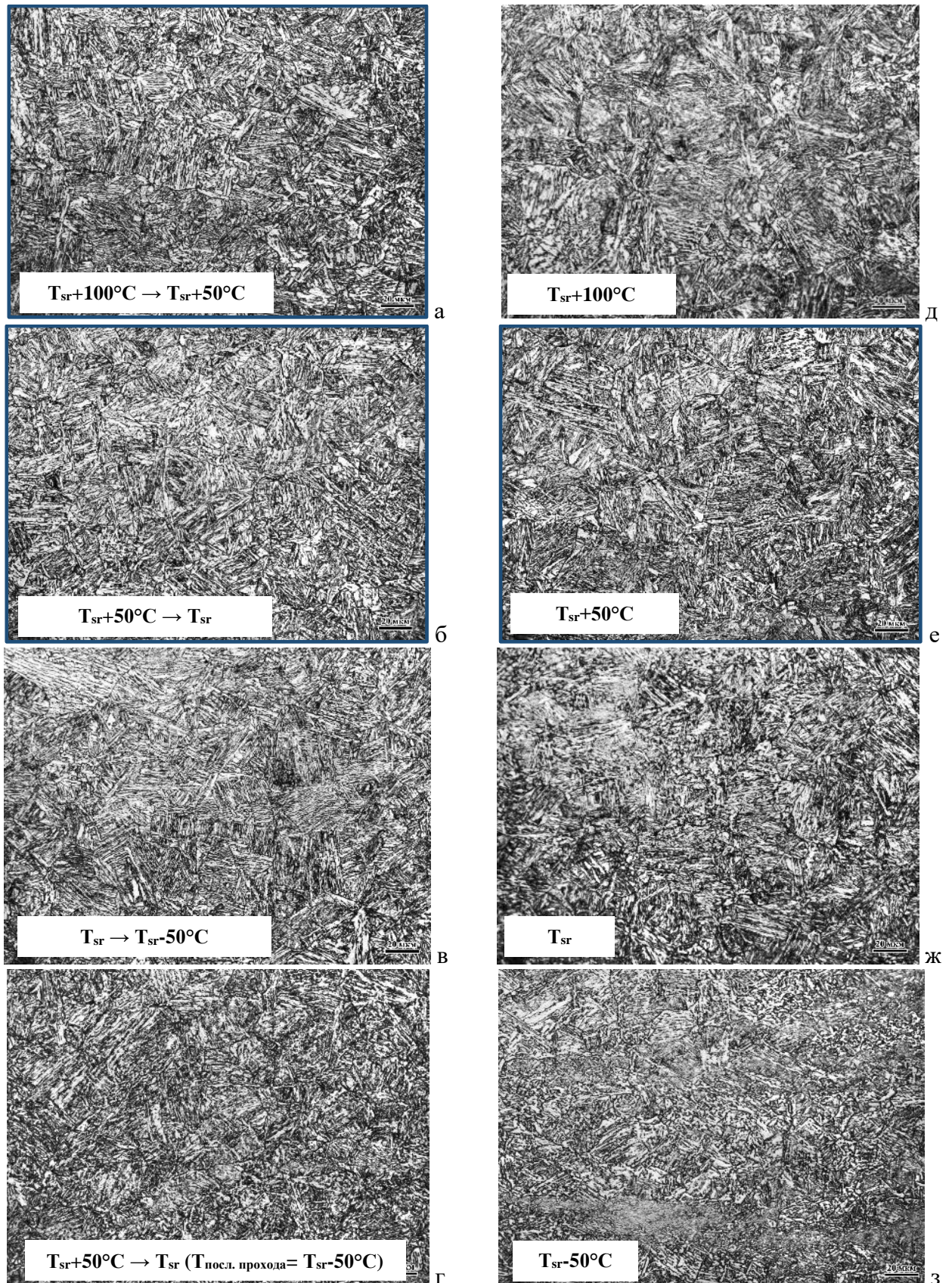


Рисунок 4.9 - Структура экономнолегированной стали после моделирования двухстадийной прокатки под ЗПН с деформацией на черновой стадии по убывающему (а-г) и изотермическому (д-з) температурному графику по проходам:  
 а -  $(T_{sr}+100^{\circ}\text{C}) \rightarrow (T_{sr}+50^{\circ}\text{C})$ ; б -  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$ ; в -  $T_{sr} \rightarrow (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ ;  
 г -  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$  (при снижении температуры в последнем проходе до  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ );  
 д -  $(T_{sr}+100^{\circ}\text{C})=\text{const}$ ; е -  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C})=\text{const}$ ; ж -  $T_{sr}=\text{const}$ ; з -  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})=\text{const}$



Несколько крупнее средний размер БАЗ в структуре образцов, продеформированных по убывающему температурному графику ( $T_{sr}+100^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$ ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ), Рисунок 4.9 а, или при постоянной температуре ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ), Рисунок 4.9 е, - 22 и 26 мкм соответственно (при варьировании размеров БАЗ от 15 до 38 мкм), что связано с более высокой температурой при продолжительной выдержке во время промежуточного подстуживания (увеличение времени выдержки при температуре ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) до 5 мин способствует росту аустенитных зерен на  $\sim 10$ -12 мкм, в то время как при температуре  $1000^{\circ}\text{C}$  роста зерен не наблюдалось, Рисунок 4.9 б).

Следует отметить, что использование данных двух схем (режимы №№ 4 и 10) в целом обеспечивают формирование требуемой однородной бейнитно-мартенситной структуры представленной в основном дисперсными пакетами РБ+РМ, без разнотерности.

Использование на черновой стадии прокатки изотермического температурного графика при более высокой температуре ( $T_{sr}+100^{\circ}\text{C}$ ) (режим № 9) приводит к формированию более грубоиглочатого строения речных составляющих и росту размера БАЗ (14-63 мкм при среднем размере  $\sim 42$  мкм), Рисунок 4.9 д. Отсутствие следов деформации (протяженных деформированных БАЗ) свидетельствует о том, что данное увеличение размеров БАЗ, вероятно, связано с ростом статически рекристаллизованных в междеформационных паузах зерен аустенита при промежуточном подстуживании.

Понижение температуры проведения прокатки по изотермическому графику до температуры  $T_{sr}$  (режим № 11) приводит к формированию более неоднородной бейнитно-мартенситной структуры как по размерам БАЗ, так и по морфологии структурных составляющих (смесь РМ, РБ и ГБ), Рисунок 4.9 ж. Размер БАЗ в основном варьируется от 18 до 45 мкм, однако наблюдаются единичные более крупные БАЗ размером до 82 мкм при среднем размере БАЗ  $\sim 38$  мкм. Данная разнотерность по размерам БАЗ после деформации при пороговой температуре СР обусловлена многократным частичным протеканием СР (время завершения СР даже при однократной деформации 30 % составляет 38 с, Таблица 4.3, что  $\sim$  в 3-4 раза превосходит продолжительность междеформационной паузы) при обеспечении накопления суммарной деформации для ее полного завершения не ранее 5-6 прохода (соответствующее окончанию высокотемпературной стадии).

Деформация по убывающему температурному графику  $T_{sr}\rightarrow (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$  (режим № 6) приводит к еще большему повышению неоднородности бейнитно-мартенситной структуры, превращенной из частично рекристаллизованного аустенита, Рисунок 4.9 в. Кроме того, понижение температуры деформации ниже пороговой температуры СР приводит к формированию протяженных (длиной до 116 мкм) деформированных зерен аустенита с высокой степенью наклепа, в пределах которых сформированы области бейнита речной морфологии с пакетно-блочным строением. Бейнитная составляющая отличается сложным грубоиглочатым строением бейнитных участков – наблюдается переплетения игл и их взаимное проникновение. Встречаются области с характерным пакетным строением, а также более светлые участки неправильной формы с извилистыми границами, кристаллиты со сложным «корзиночным плетением». Формирование такой структуры указывает на протекание превращения из разнотерного аустенита, размер БАЗ варьируется от 26 до 65 мкм.

В отличие от низколегированной стали, для экономнолегированной стали (вследствие более значительного торможения как роста зерна, так и СР) проведение черновой стадии прокатки в соответствии с оптимальным убывающим температурным графиком ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow T_{sr}$  с контролируемым занижением температуры в последнем проходе до ( $T_{sr}-50^{\circ}\text{C}$ ) (режим № 8), используемым для исключения роста аустенитного зерна в центральных слоях при длительном промежуточном подстуживании, нецелесообразно, а лишь способствует формированию отдельных более крупных наклепанных зерен аустенита. В пределах их границ реализуется низкотемпературное бейнитное превращение с формированием областей РБ размером до 82 мкм на фоне достаточно однородной бейнитно-мартенситной структуры со средним размером БАЗ ~ 22 мкм, Рисунок 4.9 г.

Деформация на черновой стадии прокатки при постоянной температуре ( $T_{sr}-50^{\circ}\text{C}$ ) в области заторможенной рекристаллизации приводит к формированию неоднородной бейнитно-мартенситной структуры. В структуре присутствуют явно выраженные следы деформации, что свидетельствует об отсутствии условий для протекания СР и превращении из деформированных зерен аустенита, в пределах которых сформированы протяженные области РБ размером до 195 мкм, Рисунок 4.9 з. Кроме того, в структуре формируется незначительная доля бейнита гранулярной морфологии – до 22 % наряду с речными составляющими – РБ+РМ.

**Моделирование воздействия «гидросбива» различной интенсивности на структуру.** Особый интерес представляет моделирование структуры, формируемой при использовании «гидросбива», неизбежно применяемого на высокотемпературной стадии прокатки для снятия окалины. Это приводит к снижению поверхностной температуры в отдельных проходах («захолаживанию» поверхностных слоев), приводя к еще большей неоднородности протекания рекристаллизационных процессов в аустените по сечению промежуточных заготовок. Однако управление интенсивностью и включением «гидросбива» позволяет создать температурно-деформационные условия для измельчения зерна аустенита и минимизировать его влияние на формирование конечной (превращенной) структуры, Рисунок 4.10. Режимы, моделирующие использование «гидросбива», выбраны с учетом оптимального температурного графика для формирования наиболее однородной ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры - ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow T_{sr}$ , Таблица В.3.

В первых проходах, вследствие большой толщины исходной заготовки «тепловой запас» достаточно высокий и обычно существенного снижения температуры не наблюдается. При уменьшении толщины промежуточной заготовки влияние «гидросбива» может быть более ощутимо, в связи с чем были промоделированы температурные графики со снижением температуры в середине и окончании высокотемпературной стадии прокатки при выбранных наиболее оптимальных температурных схемах деформации.

Использование «гидросбива», условно названного «умеренной интенсивности», в начале и середине черновой стадии (режим № 13), когда толщина промежуточной заготовки достаточно велика и существенных потерь тепла не происходит, позволяет избежать формирования существенных структурных неоднородностей. Снижение температуры деформации в середине черновой стадии привело к появлению единичных областей РБ протяженностью не более 42 мкм



в низколегированной стали состава № 5 и более крупных БАЗ размером до 40 мкм в экономнолегированной стали состава № 9, Рисунок 4.10 а, д.

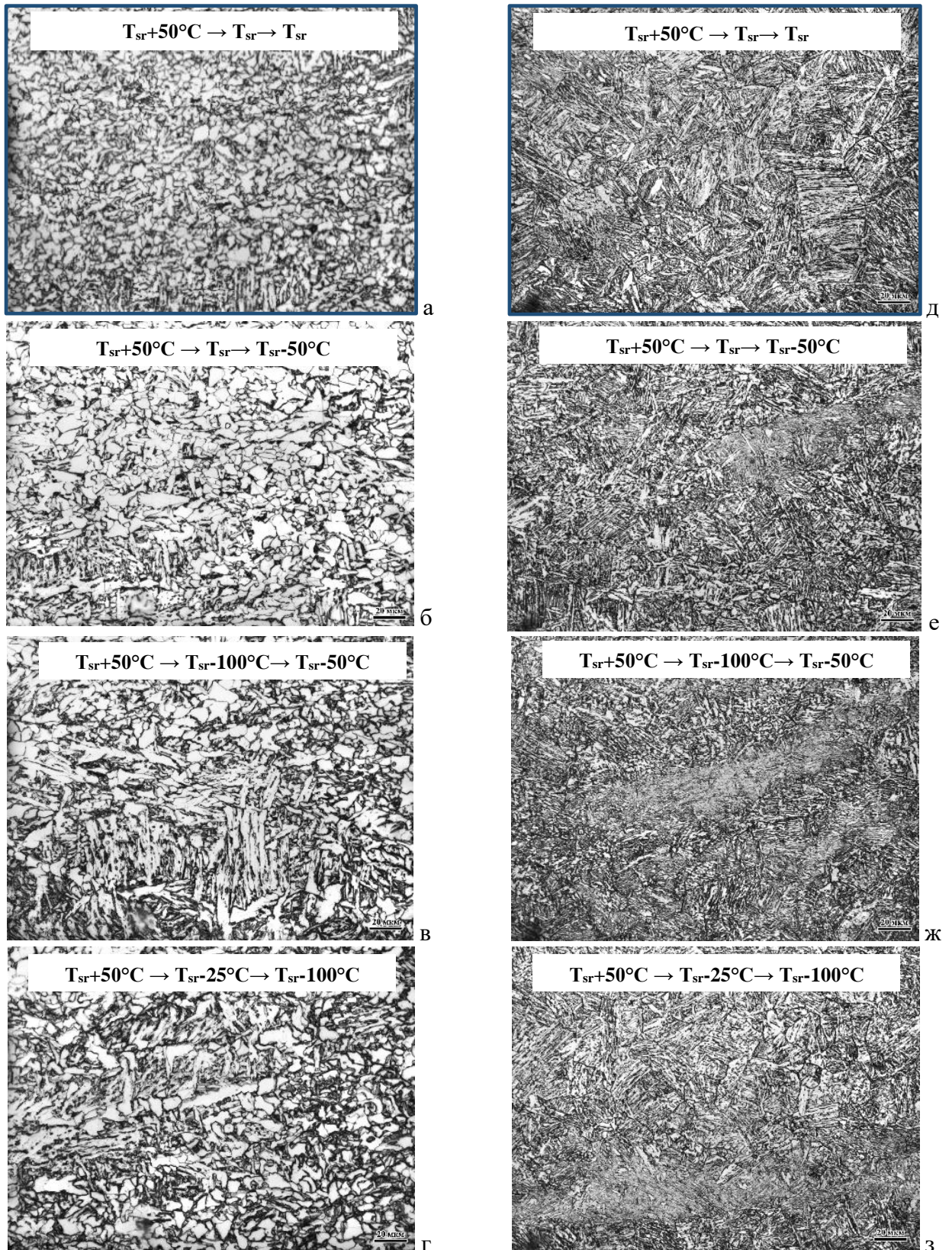


Рисунок 4.10 - Структура низколегированной (а-г) и экономнолегированной (д-з) сталей составов №№ 5 и 9 после моделирования воздействия «гидросбива» на черновой стадии двухстадийной прокатки на оптимальный температурный график:

а, д -  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr} \rightarrow T_{sr}$ ; б, е -  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr} \rightarrow (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ ;  
 в, ж -  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow (T_{sr}-100^{\circ}\text{C}) \rightarrow (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ ; г, з -  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow (T_{sr}-25^{\circ}\text{C}) \rightarrow (T_{sr}-100^{\circ}\text{C})$

При этом в целом в низколегированной стали после моделирования двухстадийной ТМО+УО с проведением черновой стадии согласно температурному графику  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr} \rightarrow T_{sr}$  (со снижением температуры поверхностного слоя до  $T_{sr}$  на третьем проходе вследствие применения «гидросбива») формируется мелкозернистая ферритно-бейнитная смесь КПФ+ГБ. Средний размер зерен КПФ составляет  $\sim 4,2$  мкм, кристаллитов  $\alpha$ -фазы ГБ -  $\sim 5,9$  мкм, Рисунок 4.10 а. В экономнолегированной стали после деформации на черновой стадии прокатки по аналогичному режиму формируется однородная бейнитно-мартенситная структура, представленная пакетами РМ+РБ, средний размер БАЗ составляет 20 мкм, Рисунок 4.10 д.

Применение «гидросбива», условно названного «умеренной интенсивности», на всей черновой стадии прокатки (режим № 14) не позволяет обеспечить условия для многократного полного протекания СР, что приводит к формированию разнородности в аустените, и, как следствие в превращенной структуре. Так, в низколегированной стали после моделирования двухстадийной ТМО+УО с проведением черновой стадии согласно температурному графику  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr} \rightarrow (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$  размер зерен КПФ и бейнитного феррита варьируется от 3 до 26 мкм, протяженность областей РБ достигает 110 мкм, Рисунок 4.10 б. В экономнолегированной стали после деформации на черновой стадии прокатки по аналогичному режиму формируется неоднородная по морфологии и дисперсности бейнитно-мартенситная структура, Рисунок 4.10 е. Отчетливо наблюдаются следы сдвигового низкотемпературного превращения в пределах границ вытянутых в направлении приложения деформации крупных аустенитных зерен размером от 105 до 176 мкм. Бейнитная составляющая представлена в основном РБ с пакетно-блочным строением, сложными областями с грубоигольчатым строением, светлые кристаллиты неправильной формы с извилистыми границами, характерными для ГБ. Следует отметить, что пакеты РБ и РМ существенно разориентированы друг относительно друга.

В случае каких-либо технологических особенностей нагрева (в частности, превышение продолжительности или температуры нагрева – вынужденный «перегрев» металла), которые привели к наличию значительной окалины на поверхности исходной заготовки, для ее устранения требуется применение «гидросбива», условно названного «повышенной интенсивности». Для его моделирования были предложены режимы № 15 (с его крайне интенсивным использованием в середине черновой стадии) и № 16 (с его интенсивным использованием по всей стадии прокатки), провоцирующие значительное снижение температуры вблизи поверхности листового проката существенно ниже  $T_{sr}$  (на 150-100 °С), и как следствие, формирование крайне неоднородной ферритно-бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры.

В низколегированной стали после проведения деформации на черновой стадии по режиму № 15  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow (T_{sr}-100^{\circ}\text{C}) \rightarrow (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$  формируются крупные области РБ (протяженностью до 220 мкм), образовавшиеся в пределах нерекристаллизованных БАЗ. Доля РБ составляет  $\sim 52$  % исследованной площади шлифа. КПФ и  $\alpha$ -фаза в ГБ отличается существенной разнородностью: наряду с мелкими зернами размером 2-5 мкм в структуре (доля которых не превосходит 18 %) встречаются вытянутые деформированные зерна размером до 32 мкм, а также зерна с извилистыми границами размером 7-18 мкм, Рисунок 4.10 в. Пакеты РБ,



ориентированные в различных направлениях, состоят из широких (до 3 мкм) и длинных (до 44 мкм) реек. После проведения деформации на черновой стадии по режиму № 16 ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$ ( $T_{sr}-25^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$ ( $T_{sr}-100^{\circ}\text{C}$ ) формируются менее протяженные области РБ (не более 98 мкм), декорированные прослойками КПФ по границам БАЗ, которые сменяются участками достаточно мелкодисперсной смеси КПФ+ГБ с размером зерна не более 12 мкм, Рисунок 4.10 г, что косвенно указывает на формирование структуры из разнотельного аустенита, обусловленного протеканием СР не в полном объеме. Такие структурные неоднородности не позволяют обеспечить высокие показатели хладостойкости и трещиностойкости стали при низких температурах.

В экономнолегированной стали после проведения деформации на высокотемпературной стадии по режиму № 15 ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$ ( $T_{sr}-100^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$ ( $T_{sr}-50^{\circ}\text{C}$ ) формируется бейнитно-мартенситная структура с явно выраженной структурной неоднородностью. Вероятно, на первых двух проходах вследствие сохранения температуры выше пороговой температуры СР при накоплении суммарной степени деформации  $\sim 20\%$  происходит частичное измельчение аустенитного зерна, в результате чего формируется разнотельный аустенит. Размер БАЗ (на участках структуры с традиционным пакетно-блочным строением кристаллитов РБ+РМ) варьируется от 26 до 78 мкм, Рисунок 4.10 ж. Порядка 36 % исследованной площади шлифа представлена крупными областями РБ с явно выраженными следами деформации, сформированными из нерекристаллизованных (деформированных) зерен, протяженность которых достигает 182 мкм.  $\sim 16\%$  структуры представлена участками ГБ, что указывает на  $\gamma\rightarrow\alpha$ -превращение из аустенита с высокой степенью наклепа его зерен вследствие понижения температуры деформации на черновой стадии прокатки. Деформации на черновой стадии по режиму № 16 ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$ ( $T_{sr}-25^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$ ( $T_{sr}-100^{\circ}\text{C}$ ), видимо, позволяет обеспечить однократное (после накопления необходимой суммарной деформации) измельчение аустенитного зерна после первых трех проходов (когда температура деформации снижается не столь значительно относительно пороговой температуры СР). На неполное завершение СР указывает наличие как единичных крупных БАЗ размером до 86 мкм, так и протяженных бейнитных областей реечного типа длиной до 168 мкм, Рисунок 4.10 з, образовавшихся во всем объеме отдельных нерекристаллизованных (деформированных) аустенитных зерен с высокой степенью наклепа, образовавшихся вследствие занижения температуры на 4-6 проходах черновой стадии прокатки при высоких степенях деформации и, как следствие, температурного диапазона проведения завершающей стадии ниже  $T_{sr}-100^{\circ}\text{C}$ . При этом до 76 % исследованной площади шлифа представлена бейнитно-мартенситной структурой с пакетно-блочным строением (РМ+РБ) при размере БАЗ не более 42 мкм.

Таким образом, установлено, что нерациональное применение «гидросбива» на высокотемпературной стадии прокатки может приводить к формированию структурной неоднородности (существенной разнотельности по размеру БАЗ, кристаллитов РБ и РМ, наличию протяженных областей РБ, образовавшихся в результате  $\gamma\rightarrow\alpha$ -превращения из крупных деформированных аустенитных зерен, сформированных в условиях неравномерного протекания СР или роста зерен вследствие собирательной рекристаллизации) в низко- и

экономнолегированных судостроительных сталях вследствие увеличения градиента распределения температуры по сечению крупномасштабных заготовок. Использование «гидросбива», условно названным «умеренной интенсивности», в начале и середине черновой стадии прокатки, когда толщина промежуточной заготовки достаточно велика и существенных потерь тепла не происходит (не более 50 °С), позволяет избежать формирования существенных структурных неоднородностей. В результате в низколегированной стали после окончательного охлаждения в низколегированной стали формируется мелкозернистая ферритно-бейнитная смесь КПФ+ГБ с сохранением среднего размера зерен и кристаллитов ~ 5 мкм при наличии единичных областей РБ протяженностью до 42 мкм, в экономнолегированной стали - однородная бейнитно-мартенситная структура, представленная пакетами РМ+РБ, со средним размером БАЗ ~ 20 мкм при наличии единичных более крупных БАЗ размером до 40 мкм. Повышение интенсивности «гидросбива», в том числе его применение на всем протяжении высокотемпературной стадии прокатки приводит к существенному снижению температуры на поверхности, и, как следствие, к неравномерному протеканию рекристаллизационных процессов, что способствует формированию разнородного КПФ (от 2 до 32 мкм), а также появлению крупных областей РБ протяженностью вплоть до 220 мкм в низколегированной стали и до 176 мкм в экономнолегированной стали.

**Варьирование схемы деформации по проходам на черновой стадии.** В Таблице В.4 представлены фактические режимы обработки образцов из низко- и экономнолегированной сталей на комплексе «GLEEBLE 3800» с варьированием деформационной схемы по проходам по возрастающему и убывающему графикам, а также при постоянной степени попроходных обжатий 10 %. Температурный режим черновой стадии выбран по убывающему графику ( $T_{sr}+50^{\circ}C$ )→ $T_{sr}$ .

В низколегированной стали деформация с увеличением степени обжатий 10→15 % при убывающем температурном графике позволяет обеспечить многократное полное протекание СР после накопления суммарной деформации не менее 30 % и сформировать перед завершающей стадией прокатки мелкозернистый аустенит. В результате формируется ферритно-бейнитная структура, представляющая собой мелкодисперсную смесь КПФ и ГБ со средним размером зерна 4,7 мкм, Рисунок 4.11 а. Изменение схемы деформации с возрастающей на убывающую (15→10 %) обеспечивает температурно-деформационные условия для протекания полной СР в начале черновой стадии, при этом снижение степени деформации в совокупности с понижением температуры по мере ее проведения, видимо, приводит к неполному протеканию СР в последних проходах. В результате средний размер зерен КПФ и ГБ увеличивается ~ на 2,2 мкм, также в структуре появляются отдельные области РБ, при этом их размер не превосходит 42 мкм, Рисунок 4.11 б. После деформации с постоянной степенью обжатий 10 % средний размер зерен КПФ и ГБ практически не изменяется, составляя 4,9 мкм, однако протяженность единичных областей РБ достигает 88 мкм, Рисунок 4.11 в, что указывает на наличие отдельных более крупных зерен в исходной аустенитной структуре.

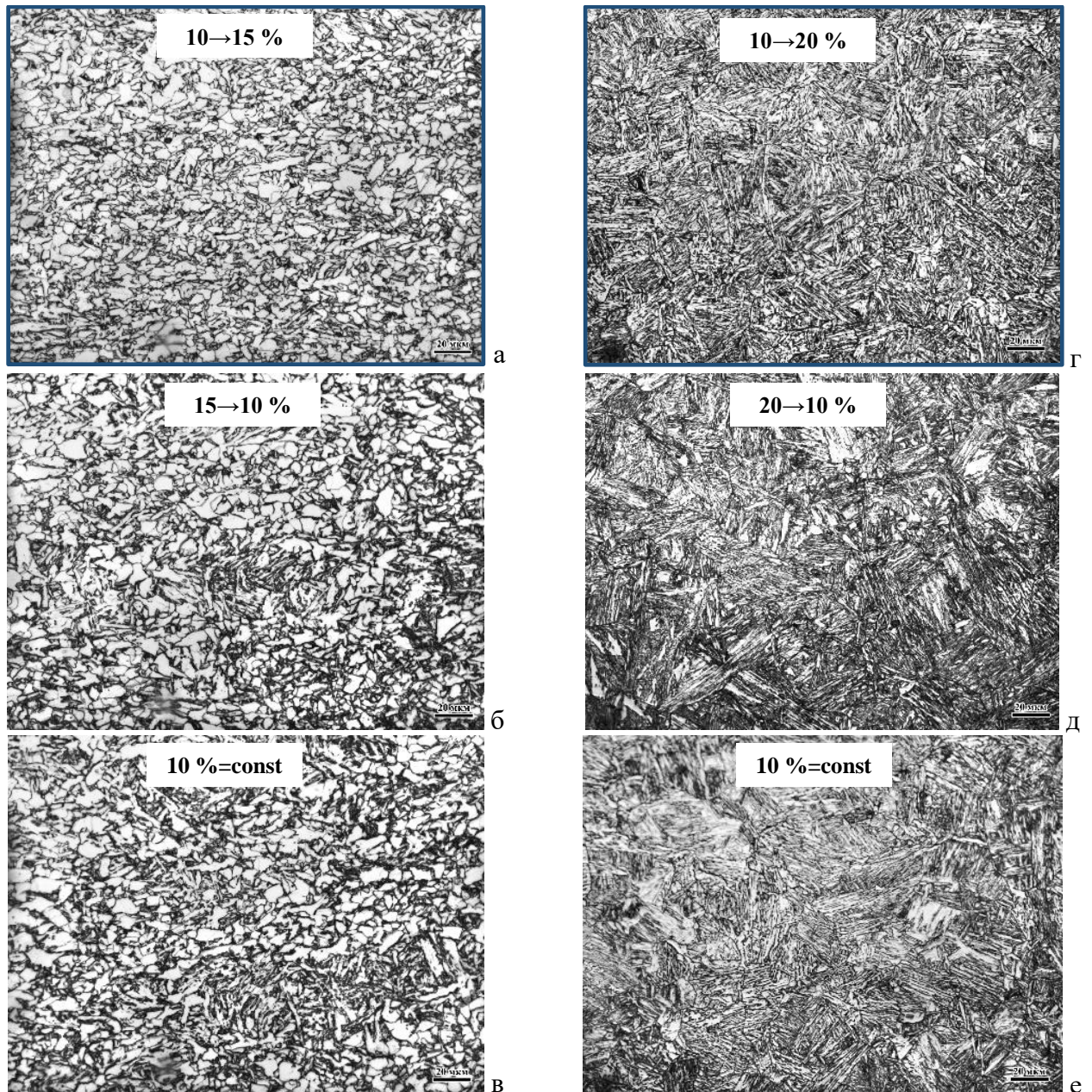


Рисунок 4.11 - Структура низколегированной (а-в) и экономнолегированной (г-е) сталей после моделирования двухстадийной прокатки с варьированием схемы деформации по проходам на черновой стадии: а, г – по возрастанию графику; б, д – по убывающему графику; в, е – при постоянной степени обжатия 10 %

В экономнолегированной стали наблюдается аналогичная картина. Формирование однородной бейнитно-мартенситной структуры, представляющей собой смесь РБ+РМ, сформированной из мелкозернистого СР аустенита со средним размером БАЗ – 18 мкм, также обеспечивается при возрастании степени деформации от прохода к проходу с учетом замедляющего скорость СР эффекта при понижении температуры деформации  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$  на высокотемпературной стадии прокатки. Использование убывающей схемы обжатий или монотонного нагружения материала с постоянной степенью деформации 10 % в сочетании с убывающим графиком распределения температуры по проходам не позволяет обеспечить температурно-деформационные условия для равномерного измельчения аустенитного зерна за счет многократной СР. В результате бейнитно-мартенситная структура отличается более грубым



строением продуктов низкотемпературного распада, что характерно для  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения из разнотемпературного аустенита. Так, после деформации на черновой стадии прокатки согласно схеме 20→10 % размер БАЗ варьируется от 15 до 48 мкм, Рисунок 4.11 д, после деформации с постоянной степенью обжатий 10 % - от 16 до 82 мкм, Рисунок 4.11 е.

Технические особенности прокатного оборудования зачастую приводит к отклонению от оптимальной схемы обжатий по проходам на высокотемпературной стадии прокатки (10→15 % для низколегированных сталей и 10→20 % для экономнолегированных сталей). Деформация по проходам со степенью 10 %, по-видимому, является критической для необходимого накопления суммарной деформации, обеспечивающей измельчение аустенитного зерна за счет СР. Наличие проходов со степенью относительного обжатия 5-8 % из-за технологических ограничений энергосиловых параметров прокатных станов приводит к появлению ярко выраженной структурной неоднородности, степень развития которой повышается при увеличении количества единичных проходов с деформациями менее 10 %.

Так, в низколегированной стали, вне зависимости от того, в начале или конце черновой стадии прокатки количество обжатий менее 10 % составляет ~ 30 % (от суммарного количества проходов на черновой стадии) до 40 % структуры представлена областями РБ размером до 260 мкм в пределах отдельных крупных нерекристаллизованных БАЗ, Рисунок 4.12 а, г. При этом увеличение количества единичных обжатий по 5-8 % до 50 %, Рисунок 4.12 б, д, и, тем более до 70 %, Рисунок 4.12 в, е, обуславливает увеличение как протяженности областей РБ с «грубым» игольчатым строением, декорированных «прослойками» разнотемпературного КДФ (с размером зерен от 3 до 24 мкм), вплоть до 600 мкм, так и их доли до 80 %. Это существенно снижает как механические свойства, так и характеристики работоспособности при низких температурах.

В экономнолегированной стали снижение степени деформации до 5-8 % в первых 1-2 проходах черновой стадии прокатки с максимальной температурой допустимо при использовании деформационной схемы с нарастанием относительных обжатий от 10 до 20 % в последующих проходах. Сформированная бейнитно-мартенситная структура, представленная смесью РБ+РМ, достаточно однородна, средний размер БАЗ составляет 22 мкм при наличии единичных более крупных БАЗ размером не более 43 мкм, Рисунок 4.12 ж. Такое же нарушение схемы обжатий в последних двух проходах черновой стадии в совокупности со снижением температуры деформации при убывающем графике приводит к формированию бейнитно-мартенситной структуры с более грубым речным строением, что говорит о разнотемпературности исходной аустенитной структуры (размер отдельных БАЗ достигает 78 мкм при увеличении их среднего размера до 44 мкм), Рисунок 4.12 к. Наблюдается сложное строение бейнитных областей, встречаются переплетения игл и их взаимное проникновение, длина отдельных игл превышает 40 мкм. Увеличение количества обжатий по 5-8 % до 50 и 70 % от их общего количества на высокотемпературной стадии прокатки способствует дальнейшему развитию неоднородности бейнитно-мартенситной структуры с характерным пакетным грубоигольчатым строением, встречаются участки со сложным «корзиночным плетением», что свидетельствует о превращении из более крупнозернистой аустенитной структуры. Размер БАЗ варьируется от 22 до 95 мкм, при этом более 50 % зерен имеют размер более 65 мкм, Рисунок 4.12 з, и, л, м.

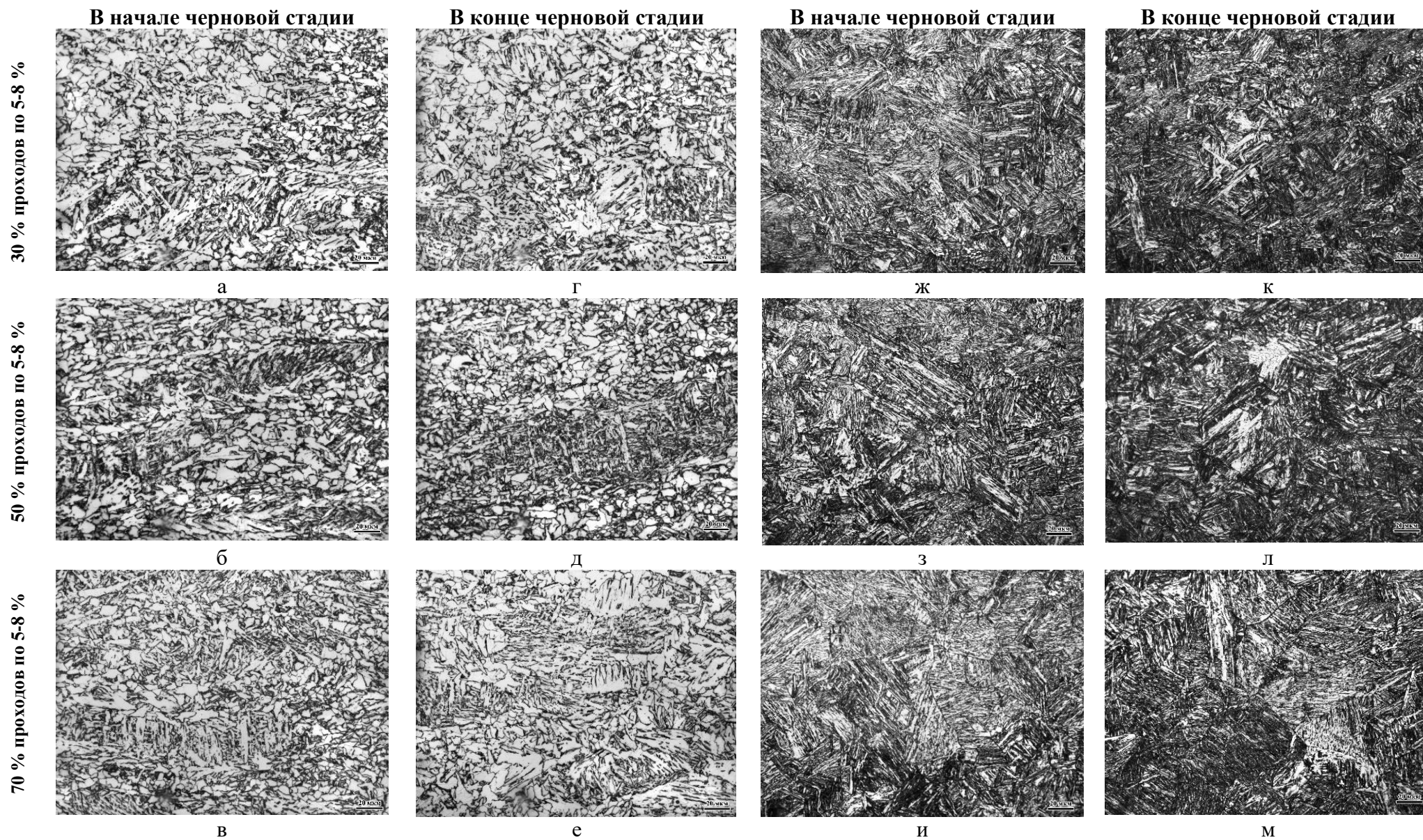


Рисунок 4.12 - Структура низколегированной (а-е) и экономнолегированной (ж-м) стали после моделирования двухстадийной ТМО+УО с технологическими отклонениями схемы деформации: 30 (а, г, ж, к), 50 (б, д, з, л) и 70 (в, е, и, м) % проходов менее 10 % в начале (а-в, ж-и) и конце (г-е, к-м) черновой стадии прокатки

Образование таких грубоигольчатых закалочных структур приводит к снижению характеристик хладостойкости и трещиностойкости CTOD при низких температурах испытаний.

#### **4.2.3. Влияние соотношения суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях прокатки на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры**

Распределение суммарной относительной деформации по стадиям прокатки зачастую недооценивают при рассмотрении вопроса создания условий для формирования мелкодисперсной превращенной структуры. При этом соотношение суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях прокатки ( $\varepsilon_{1\Sigma}/\varepsilon_{2\Sigma}$ ) определяет степень проработки структуры аустенита перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением либо преимущественно на высокотемпературной стадии за счет СР или на завершающей стадии путем «псевдоизмельчения» - разбиения исходных зерен аустенита на сильно разориентированные области – субзерна с границами деформационного происхождения. В Таблице В.5 представлены фактические режимы обработки образцов из низко- и экономнолегированной сталей на комплексе на комплексе «GLEEBLE 3800» с варьированием соотношения  $\varepsilon_{1\Sigma}/\varepsilon_{2\Sigma}$ .

В низколегированной стали состава № 5 получение наиболее однородной ферритно-бейнитной структуры, представляющая собой в основном смесь КПФ и ГБ со средним размером зерна 4,7 мкм, Рисунок 4.13 б, обеспечивается при соотношении  $\varepsilon_{1\Sigma}/\varepsilon_{2\Sigma} - 70/30$  % (режим № 6) за счет последовательного измельчения зеренной структуры аустенита на высокотемпературной стадии прокатки за счет полного протекания СР в каждом третьем проходе и создания развитой субструктуры в статически рекристаллизованных зернах на завершающей стадии. Увеличение суммарной степени обжатия на черновой стадии прокатки до 80 % (режим № 25) приводит к росту среднего размера зерен КПФ и  $\alpha$ -фазы в ГБ до 12,6 мкм, а также увеличению доли равномерно распределенных областей РБ до ~ 15 %, размер которых не превышает 26 мкм, Рисунок 4.13 а, что связано с уменьшением потенциальных мест зарождения новой фазы на завершающей стадии. Распределение суммарных деформаций в соотношении  $\varepsilon_{1\Sigma}/\varepsilon_{2\Sigma} - 50/50$  % (режим № 26) приводит к появлению в структуре крупных областей РБ размером до 250 мкм, вытянутых в направлении деформации и образовавшихся во всем объеме исходных нерекристаллизованных деформированных БАЗ, Рисунок 4.13 в. Доля таких областей занимает до 28 % исследованной площади шлифа. Проведение деформации по схеме  $\varepsilon_{1\Sigma}/\varepsilon_{2\Sigma} - 30/70$  % (режим № 27) обуславливает формирование РБ с грубоигольчатым строением, доля которого возрастает до 74 %, Рисунок 4.13 г. Это объясняется протеканием превращения из крупных деформированных аустенитных зерен, образовавшихся в результате отсутствия условий для многократного измельчения зерен аустенита за счет СР на черновой стадии прокатки и последующего интенсивного деформационного воздействия («наклепа») на завершающей стадии. При этом зерна КПФ размером от 2 до 18 мкм выделяются вдоль границ бывших аустенитных зерен.



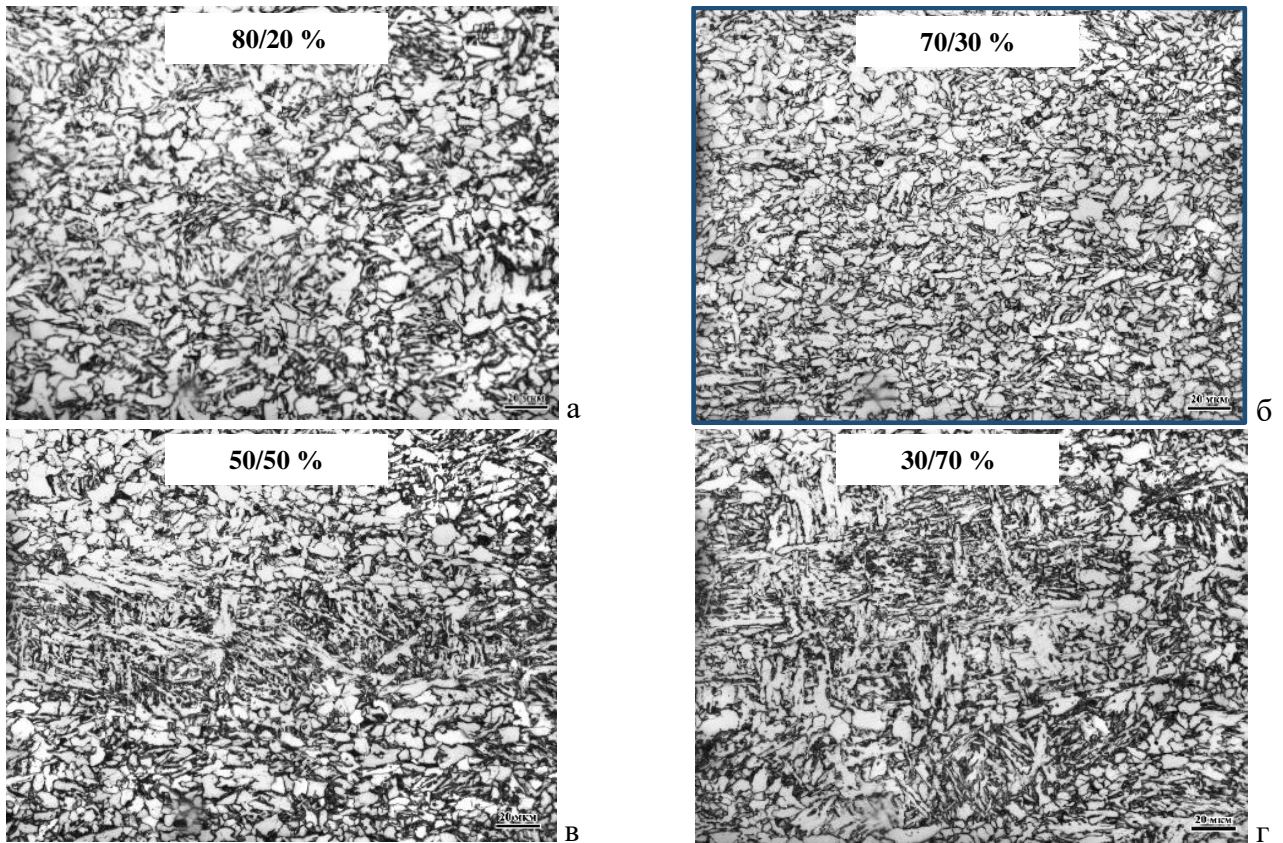


Рисунок 4.13 - Структура низколегированной стали состава № 5 после моделирования двухстадийной ТМО+УО с варьированием соотношения суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях ( $\epsilon_{1\Sigma}/\epsilon_{2\Sigma}$ ): а - 80/20 %; б - 70/30 %; в - 50/50 %; г - 30/70 %

В экономнолегированной стали состава № 9 для сохранения эффективного измельчения аустенитных зерен за счет СР и, как следствие, формирования однородной пакетно-блочной бейнитно-мартенситной структуры со средним размером БАЗ 18-21 мкм целесообразно использование схем двухстадийной прокатки с суммарным обжатием на высокотемпературной стадии 70...80 % - режимы №№ 5 и 25 (в зависимости от толщины листового проката), Рисунок 4.14 а, б. Использование схемы деформации с распределением суммарной деформации по двум стадиям прокатки в равном соотношении  $\epsilon_{1\Sigma}/\epsilon_{2\Sigma}$  – 50/50 % (режим № 26) приводит к разнотерности аустенитной структуры (размер БАЗ варьируется от 15 до 82 мкм) на черновой стадии, которая усугубляется излишним наклепом на чистовой стадии прокатки. В результате в стали формируется преимущественно бейнитная структура речного типа при небольшой доле РМ (~ 10 %) и областей бескарбидного бейнита (до 7 %), доля ГБ не превышает 10 %), Рисунок 4.14 в. Дальнейшее перераспределение суммарной деформации на завершающую стадию прокатки (режим № 27 - 30/70 %) способствует повышению степени неоднородности бейнитно-мартенситной структуры с грубым пакетно-блочным строением и крупными областями РБ (протяженностью до 146 мкм), сформировавшимися в пределах границ деформированных зерен нерекристаллизованного аустенита, Рисунок 4.14 г. Вследствие проведения большей части деформации (70 %) ниже пороговой температуры начала СР наблюдаются явно выраженные следы деформации.



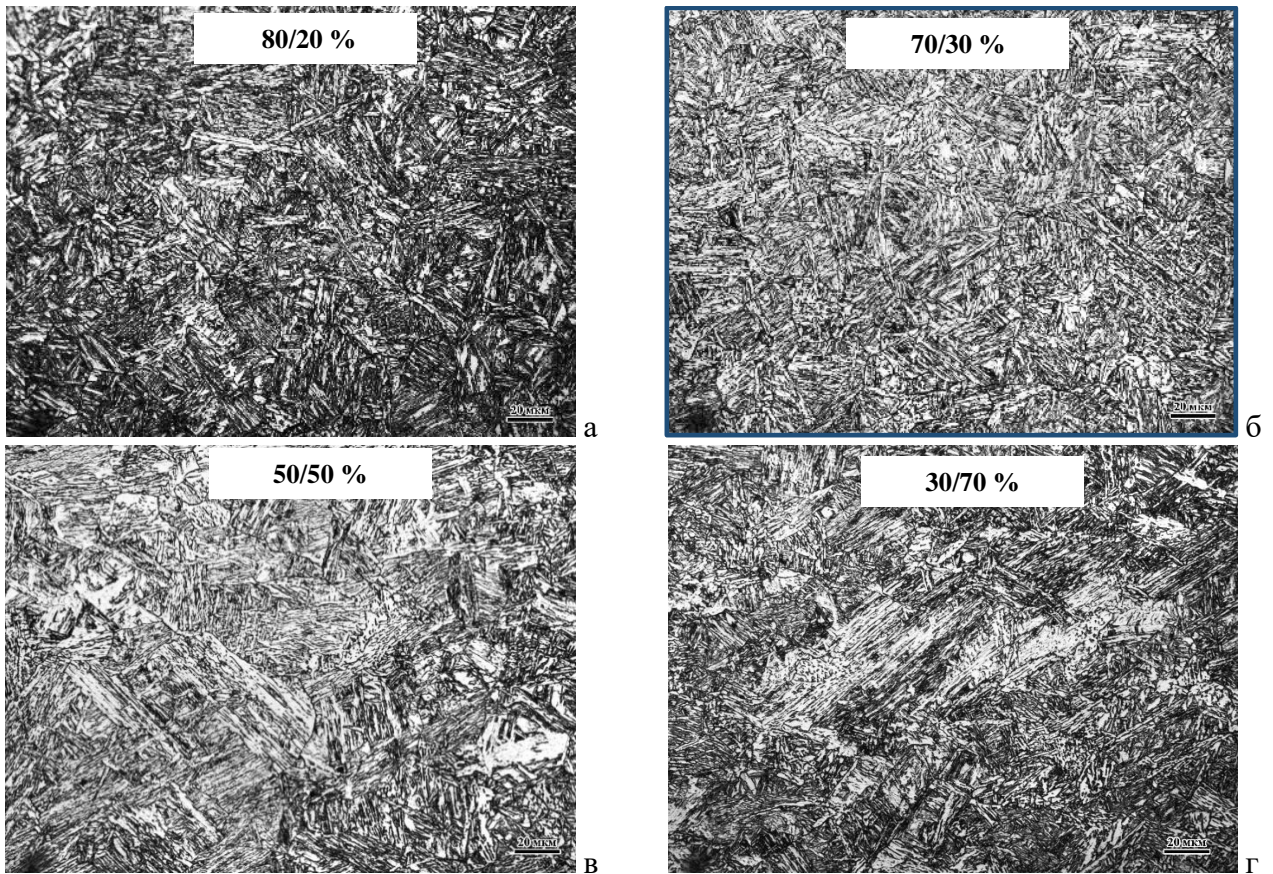


Рисунок 4.14 - Структура экономнолегированной стали состава № 9 после моделирования двухстадийной прокатки с варьированием соотношения суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях ( $\varepsilon_{1\Sigma}/\varepsilon_{2\Sigma}$ ): а - 80/20 %; б - 70/30 %; в - 50/50 %; г - 30/70 %

#### 4.2.4. Влияние температурно-деформационной схемы обжатий по проходам на завершающей (чистовой) стадии прокатки на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры

Чистовая (завершающая) стадия прокатки осуществляется с целью увеличения плотности дислокаций, самоорганизации дислокационных структур и упорядоченного их распределения (создания разориентированных микрообластей – развитой субзеренной структуры), что приводит к формированию максимально возможного количества центров зарождения новой фазы, способствуя повышению дисперсности и однородности превращенной структуры. В связи с этим важнейшим условием при проведении прокатки в среднетемпературной области - отсутствие рекристаллизации, которая могла бы устранить значительную часть дефектов кристаллического строения, наведенных пластической деформацией. Варьирование температурно-деформационной схемы обжатий по проходам на завершающей стадии прокатки позволяет управлять структурой за счет процессов фрагментации и динамической полигонизации дислокаций в аустените.

Традиционно все схемы деформации на чистовой стадии прокатки рассчитывались для проведения ее от более высокой температуры к более низкой с регламентируемыми обжатиями не менее 10 %. Современное прокатное оборудование с высокой степенью точности воспроизведения заданных режимов позволяет управлять структурой и свойствами за счет

использования различных прецизионных схем распределения температуры и относительной степени деформации по проходам на завершающей стадии прокатки.

Так, в работе [236] применительно к низколегированным трубным сталям был предложен способ управления морфологией, соотношением и размерами структурных составляющих в конечной ферритно-бейнитной структуре низколегированной стали путем реализации различных температурных схем деформации с регламентируемыми обжатиями не менее 10-12 % за проход на чистовой стадии прокатки, как изотермической, так и по возрастающему (с разогревом подката за счет проведения высокоскоростной пластической деформации) или убывающему температурному графику в узком диапазоне температур. Установлено, что деформация при постоянной температуре приводит к снижению в ферритно-бейнитной структуре доли РБ, повышению дисперсности структурных составляющих и формированию ГБ в сочетании с КПФ, обеспечивая повышение стабильности вязко-пластических характеристик и сопротивления хрупкому разрушению. В дальнейшем эта идея была реализована также при разработке технологии производства листового проката из судостроительных сталей уровней прочности 420-460, унифицированных по химическому составу со штрипсом класса прочности K65 (X80) [199], а также опробовано управление и схемой обжатий. Показано, что варьирование деформационной схемы прокатки на чистовой стадии по возрастающему графику и при постоянной степени обжатий по проходам позволяет формировать ферритно-бейнитные структуры с заданными размерами структурных элементов, а также долей МУГ и БУГ [28 из моно]. Разработанный в работе [236] принцип управления параметрами структуры в низколегированных сталях за счет варьирования температурной схемы деформации на чистовой стадии по возрастающему, убывающему графику и при постоянной температуре был использован и для высокопрочных сталей. В работе [237] установлено, что для формирования аустенитного зерна размером не более 16 мкм с развитой деформационной субструктурой, обеспечивающего при последующем охлаждении однородность и дисперсность конечной бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры со средним РСЭ при  $\theta_t=5^\circ \sim 7-8$  мкм и долей МУГ не менее 15 %, горячую пластическую деформацию на завершающей стадии прокатки необходимо проводить при постоянной температуре ниже температуры  $T_{nr}$  на  $\sim 50-70$  °С (более высокой в отличие от технологии ТМО+УО для производства сталей с ферритно-бейнитной структурой) с величиной относительной деформации не менее 12-13 % за проход.

Для определения температурно-деформационных условий создания мелкодисперсной превращенной структуры с развитой субструктурой для судостроительных сталей разработанных химических составов №№ 5 и 9 проведены комплексные исследования по влиянию температурного графика и схемы обжатий по проходам на завершающей (чистовой) стадии прокатки на дисперсность и однородность ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры. В Таблицах В.6 и В.7 представлены фактические режимы обработки образцов из низко- и экономнолегированной сталей составов № № 5 и 9 (соответственно) на комплексе на комплексе «GLEEBLE 3800» с варьированием температуры (при убывающем, возрастающем и изотермическом графике) и степени деформации (по убывающей, возрастающей схеме и при постоянной степени обжатий) по проходам.

#### 4.2.4.1. Низколегированная судостроительная сталь

**Влияние температурного графика по проходам на чистой стадии.** Проведение деформации на завершающей стадии прокатки существенно выше температуры начала  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в диапазоне температур  $(A_{r3}+100^\circ\text{C}) \dots (A_{r3}+50^\circ\text{C})$  вне зависимости от выбранного температурного графика (убывающего или возрастающего – режимы №№ 28 и 32) приводит к формированию разнотельной ферритно-бейнитной структуры. Участки дисперсной смеси гранулярных структурных составляющих с размером зерен КДФ и кристаллитов ГБ от 1 до 5 мкм чередуются с более крупнозернистыми участками, размер зерен  $\alpha$ -фазы в которых достигает 26...29 мкм, и областями РБ размером до 38 мкм, Рисунок 4.15 а. При этом в структуре образца, продеформированного по возрастающему графику  $(A_{r3}+50^\circ\text{C}) \rightarrow (A_{r3}+100^\circ\text{C})$  наблюдается рост количества областей РБ до 14 %, Рисунок 4.15 д, что нежелательно.

Использование изотермического графика деформации при температуре  $(A_{r3}+100^\circ\text{C})$  (режим № 36) приводит к еще большему развитию структурной неоднородности: увеличению среднего размера зерен КДФ и кристаллитов ГБ до 11,8 мкм при росте отдельных бейнитных кристаллитов вплоть до 33 мкм, увеличению доли областей РБ до 22 %, а их протяженности до 62 мкм, Рисунок 4.16 а. Такие структурные особенности связаны с уменьшением центров зарождения новой фазы при снижении наклепа аустенитной структуры при более высокой температуре деформации, а также увеличении степени переохлаждения при последующем ускоренном охлаждении. При снижении температуры деформации до  $(A_{r3}+50^\circ\text{C})$  (при постоянном температурном графике – режим № 37) степень неоднородности структуры уменьшается, средний размер зерен структур гранулярного типа составляет 8,1 мкм, а доля областей РБ не превышает 12 %, Рисунок 4.16 б.

Понижение температурного интервала проведения деформации на  $50^\circ\text{C}$  (при убывающем или возрастающем температурном графике с окончанием или началом в пределах критической точки  $A_{r3}$  – режимы №№ 30 и 34 или при изотермическом графике вблизи нее – режим № 38) способствует интенсификации диффузионного превращения в условиях повышенной плотности несовершенств кристаллического строения. При этом характер и полнота протекания стимулированного деформацией ферритного превращения оказывает значительное влияние на последующее бейнитное превращение. Увеличение количества мелкодисперсного КДФ (со средним размером зерен 4,4...3,5 мкм в зависимости от выбранного режима №№ 30, 34 или 38) способствует обогащению оставшегося непревращенного аустенита углеродом и легирующими элементами, понижению температуры бейнитного превращения и, как следствие, формированию при ускоренном охлаждении отдельных крупных областей РБ вплоть до 156 мкм во всем объеме деформированных БАЗ с высокой степенью наклепа, рисунки 4.15 в, ж, 4.16 г.



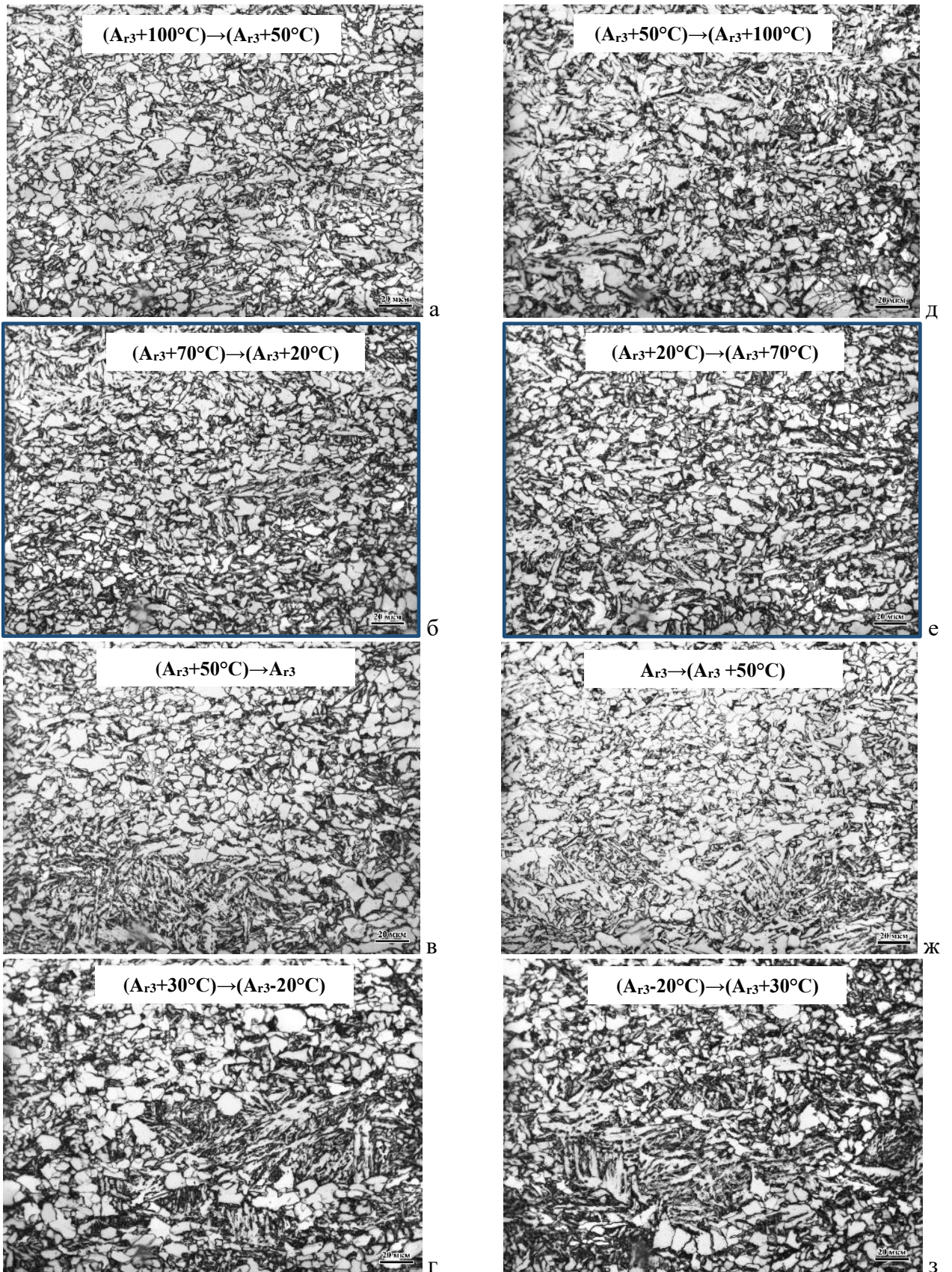


Рисунок 4.15 - Структура низколегированной стали состава № 5 после моделирования ТМО+УО с варьированием температурного графика по проходам на чистовой стадии прокатки: а - г – убывающий температурный график;  
д - з – возрастающий температурный график



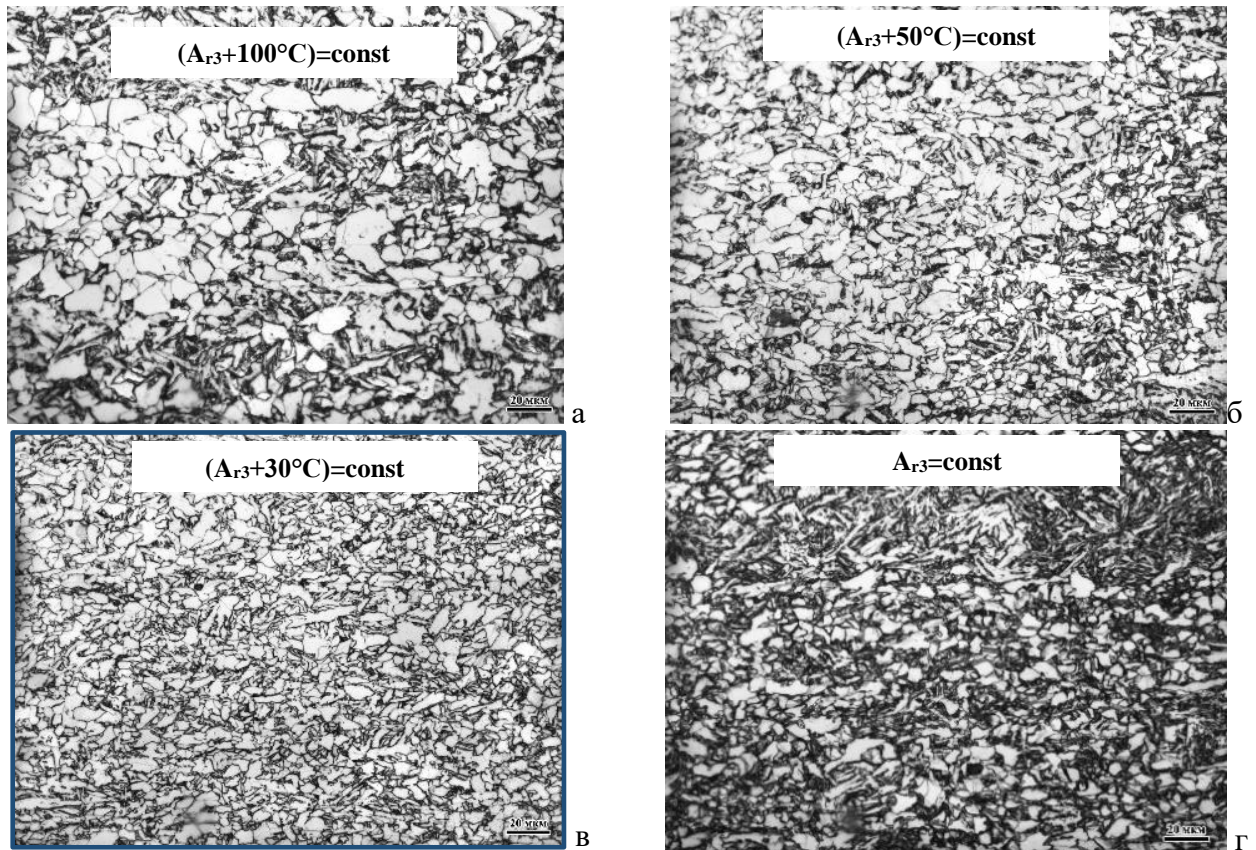


Рисунок 4.16 - Структура низколегированной стали состава № 5 после моделирования ТМО+УО с варьированием температуры деформации по проходам на чистовой стадии прокатки при изотермическом графике:  
а -  $(A_{r3}+100^{\circ}\text{C})$ , б -  $(A_{r3}+50^{\circ}\text{C})$ , в -  $(A_{r3}+30^{\circ}\text{C})$ , г – вблизи точки  $A_{r3}$

Снижение температуры деформации в межкритический интервал превращения с окончанием или началом деформации при температуре  $(A_{r3}-20^{\circ}\text{C})$  (режимы №№ 31 и 35) приводит к дальнейшему возрастанию степени неоднородности ферритно-бейнитной структуры, которая представляет собой протяженные области бейнита речной морфологии длиной до 172 мкм, сформированные в пределах исходных деформированных аустенитных зерен, декорированные длинными прослойками ферритных зерен размером от 4 до 15 мкм с высокой плотностью дислокаций и развитой субструктурой, Рисунок 4.15 г, з.

Для повышения изотропности структуры необходимо снизить содержание в ней КПФ, что достигается проведением деформации с окончанием не выше температуры  $(A_{r3}+(20...30)^{\circ}\text{C})$ . При этом наибольшей однородностью отличается структура образца, продеформированного при постоянной температуре чуть выше начала  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения-  $(A_{r3}+30^{\circ}\text{C})$  (режим № 6), вероятно, вследствие создания температурно-деформационных условий для более равномерного распределения дислокаций за счет динамической полигонизации и создания развитой дислокационной субструктуры в аустените, обеспечивающей большее количество центров зарождения КПФ и ГБ, и, как следствие, повышение дисперсности структурных составляющих (среднего размера зерен КПФ и кристаллитов ГБ – 4,6 мкм), Рисунок 4.16 в.

Использование убывающего и возрастающего графика в диапазоне температур  $(A_{r3}+70^{\circ}\text{C})... (A_{r3}+20^{\circ}\text{C})$  (режимы №№ 29 и 33) также обеспечивает требуемую однородность

ферритно-бейнитной структуры, представленной в основном КПФ и ГБ со средним размером зерен и кристаллитов 5,1 мкм и 4,9 мкм, соответственно, Рисунок 4.16 б, е. При этом в образце, продеформированном по возрастающему графику, отмечается небольшой рост доли РБ - ~ до 7%, однако размер его областей, равномерно распределенных по исследованной площади шлифа, не превышает 20 мкм, рисунок 4.16 е.

Для трех образцов, обработанным по режимам №№ 6, 29 и 33, обеспечивающим формирование наиболее однородной и дисперсной ферритно-бейнитной структуры, были проведены исследования структуры с помощью EBSD-анализа. На рисунке 4.17 представлена зависимость РСЭ и протяженности межкристаллитных границ по углам разориентировки от температурного графика проведения деформации на завершающей (чистовой) стадии прокатки.

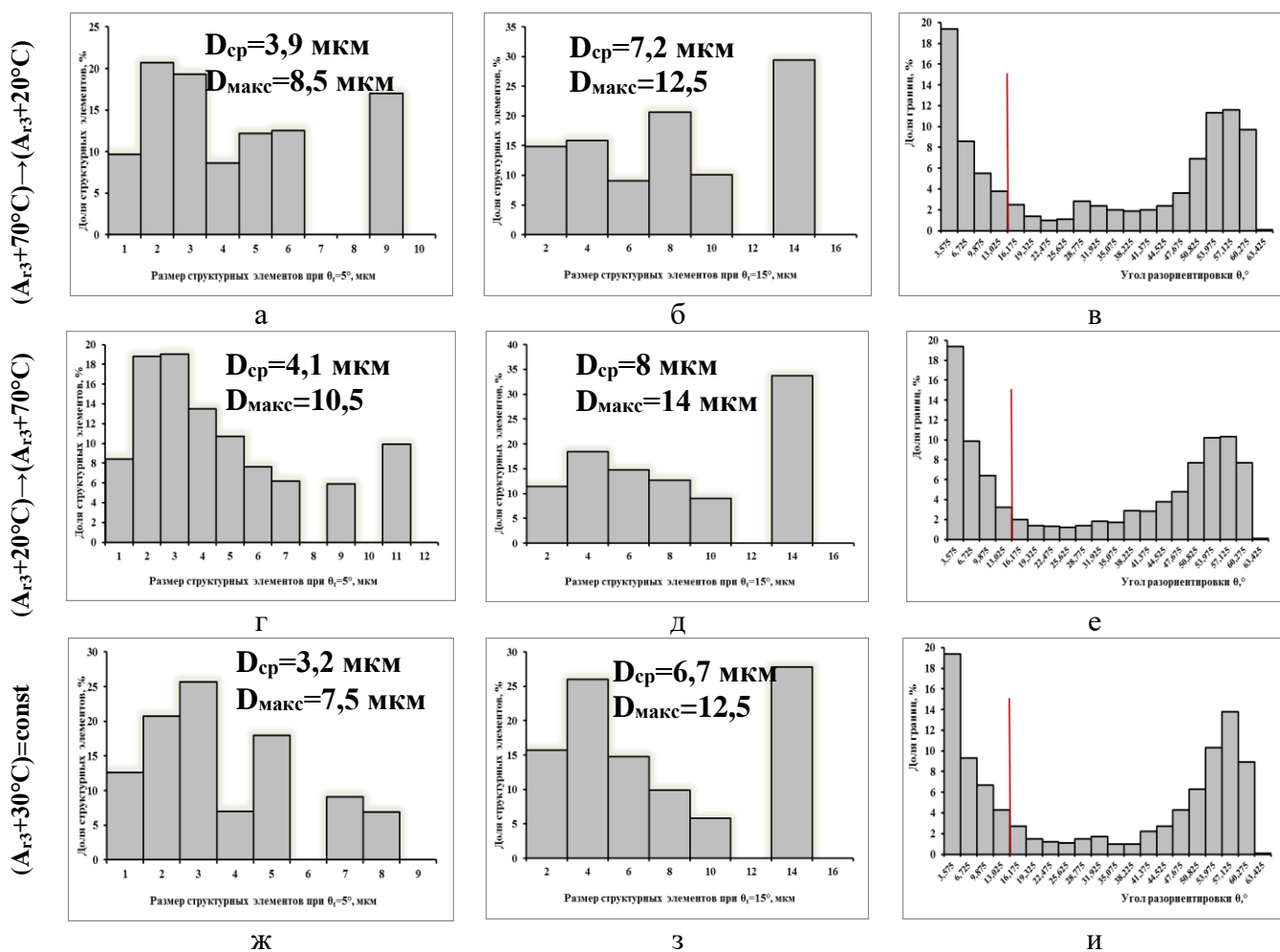


Рисунок 4.17 – Влияние температурной схемы деформации на чистовой стадии прокатки на параметры структуры низколегированной стали состава № 5, представленных в виде гистограмм распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_t=5^\circ$  (а, г, ж) и  $15^\circ$  (б, д, з); межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (в, е, и): а-в – убывающий температурный график (A<sub>r3</sub>+70°C)→(A<sub>r3</sub>+20°C), г-е - возрастающий температурный график (A<sub>r3</sub>+20°C)→(A<sub>r3</sub>+70°C), ж-и – деформация при постоянной температуре (A<sub>r3</sub>+30°C)

После деформации по убывающему графику (A<sub>r3</sub>+70°C)→(A<sub>r3</sub>+20°C) формируется структура со средним РСЭ 3,9 и 7,2 мкм при их максимальных размерах ~ 8,5 и 12,5 мкм соответственно при  $\theta_t = 5$  и  $15^\circ$ , Рисунок 4.17 а, б. При  $\theta_t=5^\circ$  порядка 70,5 % структуры

представляют собой структурные элементы размером не более 5 мкм. Доля МУГ составляет ~37 %, порядка 18 % из которых имеют разориентировки 5-15°, что подтверждает формирование развитой деформационной субструктуры, Рисунок 4.17 в.

Использование возрастающего температурного графика  $(A_{r3}+20)^\circ\text{C}\rightarrow(A_{r3}+70)^\circ\text{C}$  приводит к формированию структуры с РСЭ немного большего размера (максимальный РСЭ увеличился ~ на 2 мкм как при  $\theta_t = 5^\circ$ , так и при  $\theta_t=15^\circ$ ), Рисунок 4.17 г, д. При этом средний РСЭ при  $\theta_t = 5^\circ$  практически не изменился (4,1 мкм), равно как и доля элементов структуры размером менее 5 мкм, а также доля МУГ ~ 40 %. Незначительное уменьшение доли БУГ с углами разориентировки более 50° от 40 до 36 %, видимо, связано с уменьшением доли КПФ в структуре, Рисунок 4.17 е.

Наиболее дисперсная структура сформирована после проведения деформации по изотермическому графику при температуре  $(A_{r3}+30^\circ\text{C})$ . Средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  составляет 3,2 мкм при их максимальном размере 7,5 мкм, при этом доля элементов структуры размером не более 5 мкм достигает 84 %, Рисунок 4.17 ж. При  $\theta_t=15^\circ$  средний РСЭ также минимален – 6,7 мкм, а доля элементов структуры не более 10 мкм составляет ~ 72 %, Рисунок 4.17 з. Доля МУГ составляет около 40 %, половина из которых связана формированием дислокационной субструктуры, сформированной под воздействием пластической деформации, доля БУГ<sub>более50°</sub> также ~ 40 %, Рисунок 4.17 и.

Следует отметить, что при прокатке более тонких листов в промышленных условиях поддержание оптимального изотермического графика прокатки (обеспечивающего формирование структуры с минимальными средними РСЭ - 3,2 и 6,7 мкм при  $\theta_t=5$  и  $15^\circ$  соответственно) не представляется возможным, в связи с чем для листового проката толщиной не более 35 мм может быть рекомендован убывающий температурный график, обеспечивающий близкие параметры структуры (средние РСЭ 3,9 и 7,5 мкм при  $\theta_t=5$  и  $15^\circ$  соответственно) с развитой субструктурой, о чем свидетельствует высокая доля МУГ и уменьшение среднего РСЭ при заданных углах толерантности  $5^\circ$  и  $15^\circ$  ~ в 2 раза. В связи с этим для данных температурных графиков и были проведены исследования по влиянию схемы деформации по проходам на параметры структуры исследованной низколегированной стали.

**Влияние схемы деформации по проходам на чистовой стадии.** После деформации на завершающей стадии прокатки с постоянной степенью обжатий 10 % как при убывающем температурном графике  $(A_{r3}+70^\circ\text{C})\rightarrow(A_{r3}+20^\circ\text{C})$  (режим № 39), так и при постоянной температуре  $(A_{r3}+30^\circ\text{C})$  (режим № 43), в стали формируется ферритно-бейнитная структура со средним размером зерен КПФ и кристаллитов ГБ 6,8 и 6,2 мкм соответственно, Рисунок 4.18 а, г. Зерна и кристаллиты  $\alpha$ -фазы отличается значительной разноразмерностью (от 2 до 20 мкм). Бейнитная составляющая структуры характеризуется, наряду с бейнитом гранулярной морфологии, наличием равномерно распределенных по исследованной площади шлифов кристаллов  $\alpha$ -фазы речной морфологии, сгруппированных в пакеты размером не более 28 мкм. При этом доля областей РБ в образце № 39 не превышает 1 %, а в образце № 43 ~ 8 %.



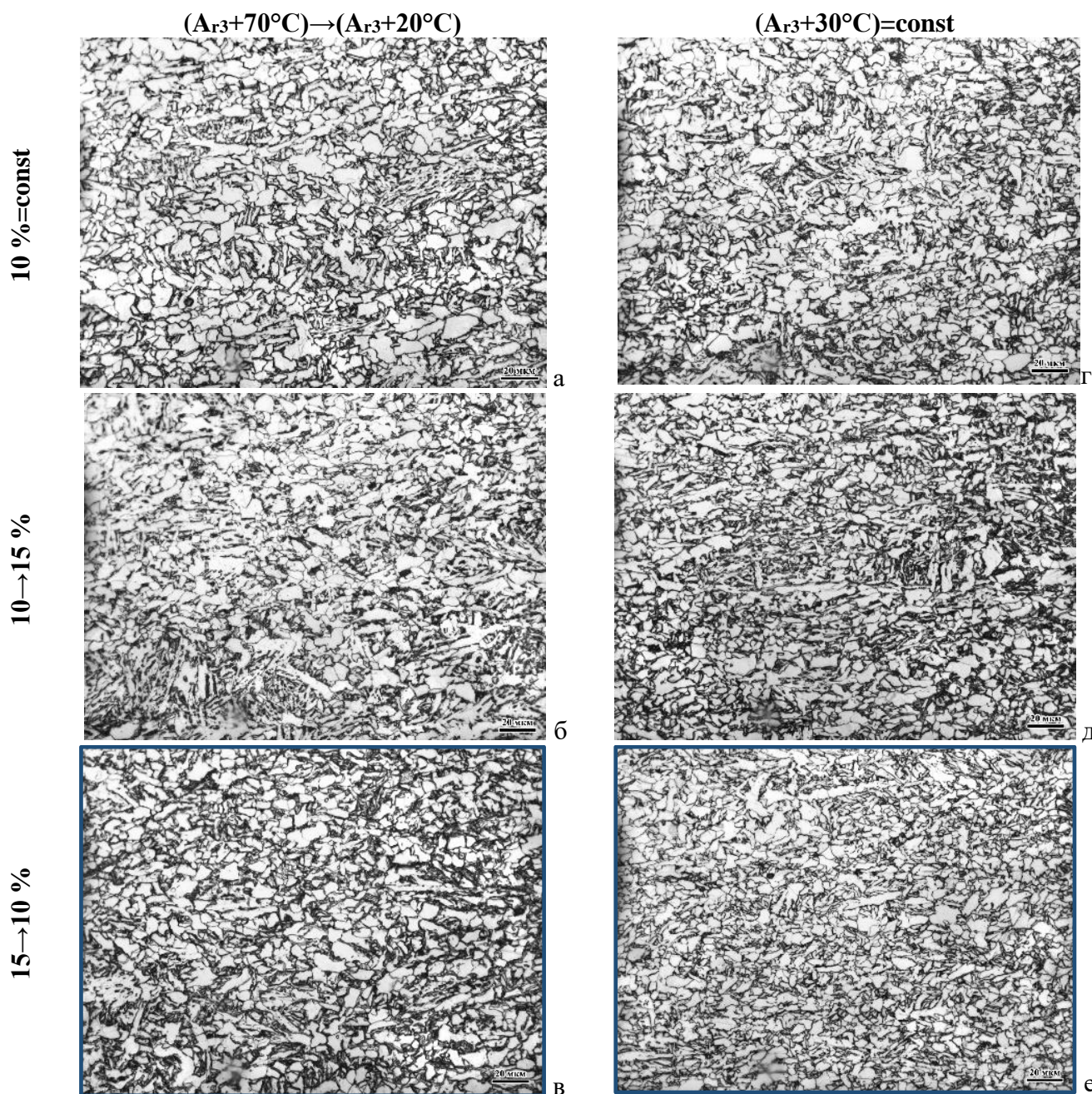


Рисунок 4.18 - Структура низколегированной стали состава № 5 после моделирования ТМО+УО с варьированием схемы деформации по проходам на чистой стадии с убывающим  $(A_{r3}+70^{\circ}\text{C})\rightarrow(A_{r3}+20^{\circ}\text{C})$  (а-в) и изотермическим  $(A_{r3}+30^{\circ}\text{C})=\text{const}$  (г-е) температурным графиком: а, г – при постоянной степени обжатий 10 %; б, д – возрастающая схема деформации 10→15 %; в, е – убывающая схема деформации 15→10 %

Использование возрастающей схемы обжатий 10→15 % способствует существенному наклепу аустенитных зерен в конце чистой стадии, обуславливая интенсивное выделение мелкозернистого КПФ. В оставшемся непревращенном аустените, обогащенном углеродом и легирующими элементами, в пределах отдельных БАЗ реализуется ориентированное низкотемпературное бейнитное превращение без разбиения границ исходного аустенитного зерна КПФ и ГБ. При этом в образце № 40 после деформации по убывающему температурному графику  $(A_{r3}+70^{\circ}\text{C})\rightarrow(A_{r3}+20^{\circ}\text{C})$ , размер областей РБ (до 96 мкм), а также зерен КПФ и кристаллитов ГБ (~ 6 мкм), Рисунок 4.18 б, несколько крупнее, чем в образце № 44,

продеформированного при постоянной температуре ( $A_{r3}+30^{\circ}\text{C}$ ), в котором средний размер зерен и кристаллитов гранулярных структурных составляющих составляет 5,4 мкм, а протяженность областей РБ - не более 64 мкм, Рисунок 4.18 д.

Увеличение относительных степеней обжатий при использовании возрастающей схемы деформации на чистой стадии прокатки (10→18 %) способствует дальнейшему развитию структурной неоднородности. В результате структура приобретает ярко выраженную ориентированность в направлении приложения деформации. В стали формируются области РБ протяженностью до 260 мкм (в образце № 41 после деформации по убывающему температурному графику ( $A_{r3}+70^{\circ}\text{C}$ )→( $A_{r3}+20^{\circ}\text{C}$ )) и до 94 мкм (в образце № 45 после деформации при постоянной температуре ( $A_{r3}+30^{\circ}\text{C}$ )) наряду с мелкодисперсными (со средним размером зерен КПФ и кристаллитов ГБ ~ 3,4-3,8 мкм), а также более крупными (со средним размером зерен КПФ и кристаллитов ГБ ~ 7,8-8,4 мкм) участками гранулярных структур, Рисунок 4.19 а, в.

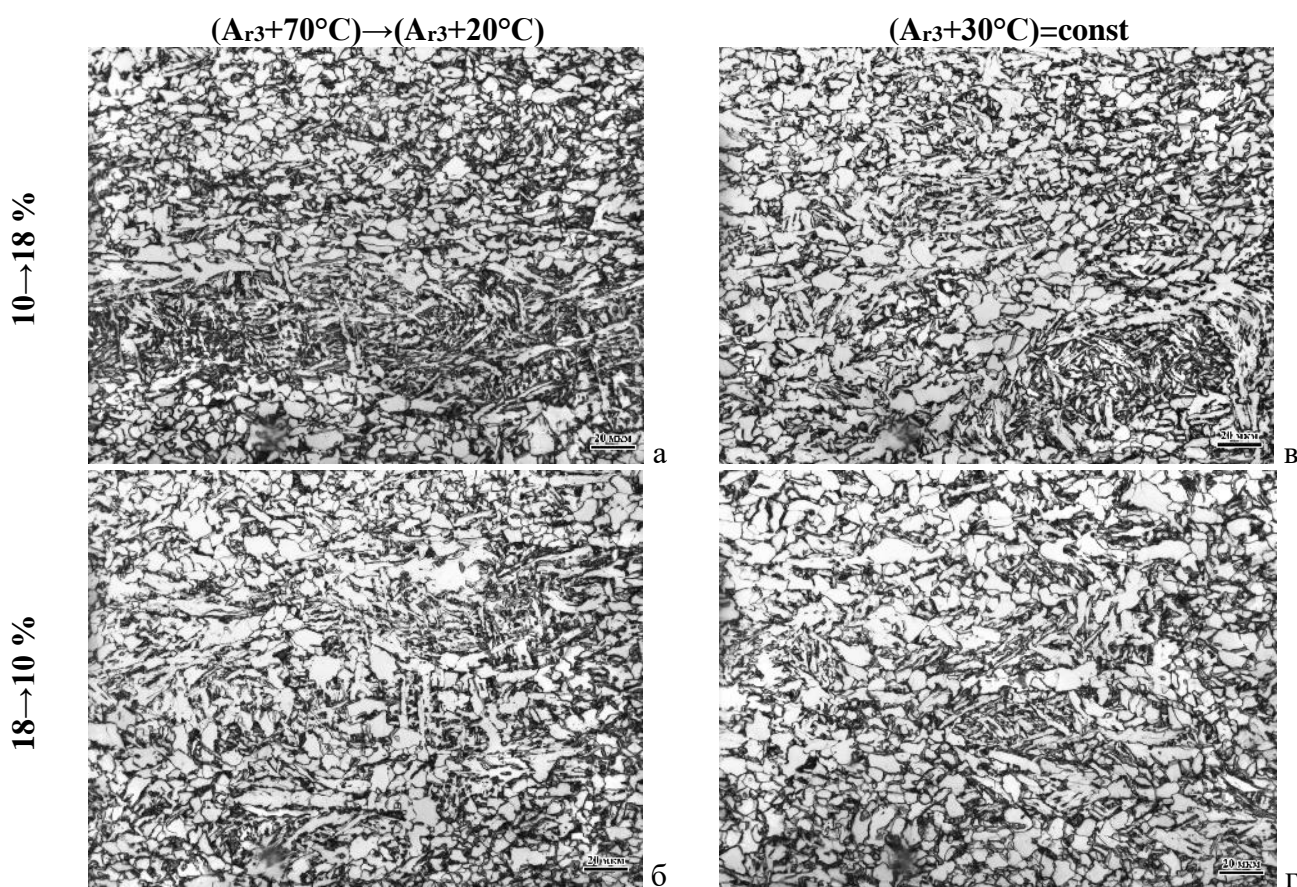


Рисунок 4.19 - Структура низколегированной стали состава № 5 после моделирования ТМО+УО с варьированием схемы деформации по проходам на чистой стадии с убывающим ( $A_{r3}+70^{\circ}\text{C}$ )→( $A_{r3}+20^{\circ}\text{C}$ ) (а, б) и изотермическим ( $A_{r3}+30^{\circ}\text{C}$ )=const (в, г) температурным графиком: а, в – возрастающая схема деформации 10→18 %; б, г – убывающая схема деформации 18→10 %

Наиболее однородная мелкодисперсная ферритно-бейнитая структура, представленная преимущественно КПФ и ГБ со средним размером зерен и кристаллитов – 5,1 и 4,6 мкм (для режимов №№ 29 и 6 после деформации по убывающему температурному графику ( $A_{r3}+70^{\circ}\text{C}$ )→( $A_{r3}+20^{\circ}\text{C}$ )) и при постоянной температуре ( $A_{r3}+30^{\circ}\text{C}$ ) соответственно, Рисунок 4.19 в, е, формируется в образцах, продеформированных по убывающей схеме с обжатиями 15→10%.



Видимо, данный режим обжатий способствует наиболее равномерному распределению несовершенств кристаллического строения в аустените и исключает излишний наклеп аустенита перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением, обеспечивая формирование развитой субзеренной дислокационной структуры во всем объеме аустенитных зерен.

Использование убывающей схемы деформации 18→10 % с более высокими обжатиями на первых проходах завершающей стадии приводит к росту среднего размера зерен КПФ и кристаллитов ГБ (при варьировании их размеров в широком диапазоне от 2 до 22 мкм), а также увеличению количества областей РБ до ~ 15-18 %. При этом их размер не превышает 62 мкм в образце № 42 с убывающим температурным графиком ( $A_{r3}+70^\circ\text{C}$ )→( $A_{r3}+20^\circ\text{C}$ ) и 48 мкм - в образце № 46 с изотермическим графиком при температуре ( $A_{r3}+30^\circ\text{C}$ ), Рисунок 4.19 б, г.

Исследования структуры, выполненные с помощью EBSD-анализа, Таблица 4.4, Рисунок 4.20, хорошо согласуются с результатами оптической металлографии.

Таблица 4.4 – Влияние схемы деформации по проходам на чистой стадии прокатки на параметры структуры низколегированной стали состава № 5

| Схема деформации    | D <sub>ср</sub> , мкм, при |                       | D <sub>макс</sub> , мкм, при |                       | Доля МУГ, % | Доля БУГ <sub>более 50°</sub> , % |
|---------------------|----------------------------|-----------------------|------------------------------|-----------------------|-------------|-----------------------------------|
|                     | $\theta_t = 5^\circ$       | $\theta_t = 15^\circ$ | $\theta_t = 5^\circ$         | $\theta_t = 15^\circ$ |             |                                   |
| <b>10 % = const</b> | 4,9                        | 7,7                   | 12                           | 13,5                  | 38          | 37,5                              |
| <b>10→15 %</b>      | 4,1                        | 9,4                   | 9,5                          | 18                    | 39          | 38                                |
| <b>15→10 %</b>      | 3,2                        | 6,7                   | 7,5                          | 12,5                  | 40          | 39,5                              |
| <b>10→18 %</b>      | 6,7                        | 13,5                  | 19                           | 24,5                  | 42,5        | 29,5                              |
| <b>18→10 %</b>      | 6,0                        | 9,8                   | 14,5                         | 16,5                  | 48,5        | 27,5                              |

В образце, продеформированном на чистой стадии прокатки с постоянной степенью обжатий 10 % при постоянной температуре ( $A_{r3}+30^\circ\text{C}$ ), формируется структура со средними РСЭ 4,9 и 7,7 мкм соответственно при  $\theta_t = 5$  и  $15^\circ$  при их максимальных размерах 12 и 13,5 мкм, Рисунок 4.20 а, б. Количество структурных элементов не более 5 мкм при  $\theta_t=5^\circ$  - ~ 65 %, МУГ и БУГ с углами разориентировки более  $50^\circ$  распределены в равном соотношении, составляя ~ 38 % каждый. Признаков ориентированности структуры не наблюдается, о чем свидетельствует представленная ориентационная карта IPF-карта, Рисунок 4.20 в.

Деформация по возрастающей схеме обжатий 10→15 % способствует измельчению среднего и максимального РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  до 4,1 и 9,5 мкм соответственно и увеличению количества элементов структуры размером не более 5 мкм до 76 %, Рисунок 4.20 г. При этом средний РСЭ при  $\theta_t = 15^\circ$  увеличивается на ~ 2 мкм, а максимальный РСЭ – на ~ 4,5 мкм, Рисунок 4.20 д, что, вероятно, связано с появлением крупных областей РБ. Более высокая степень наклепа аустенитных зерен вследствие повышения степени деформации в конце чистой стадии привела к появлению ориентированности ферритно-бейнитной структуры в направлении приложения деформации, что отчетливо видно на ориентационной IPF-карте, Рисунок 4.20 е.

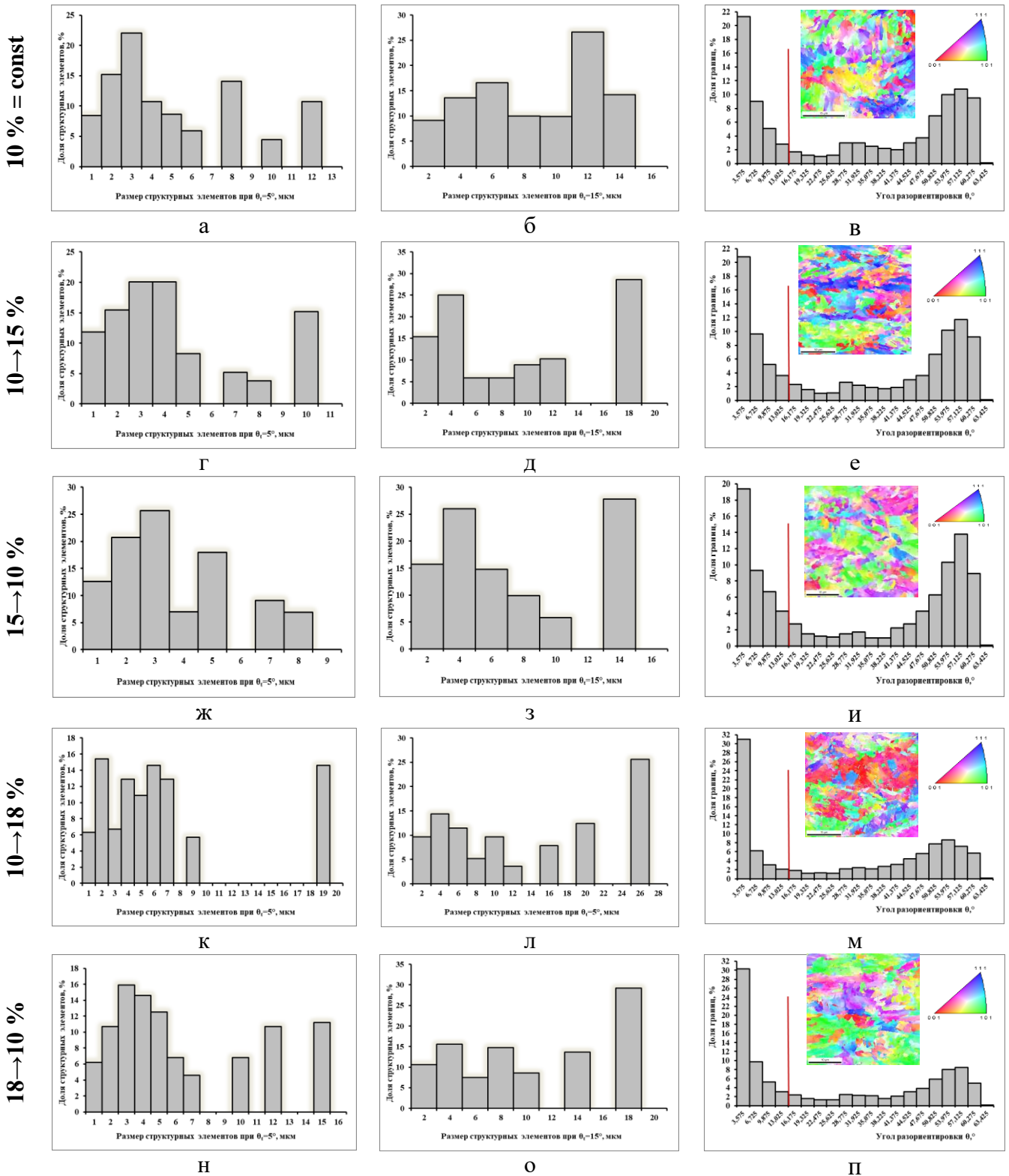


Рисунок 4.20 – Влияние температурной схемы деформации на чистой стадии прокатки на параметры структуры низколегированной стали состава № 5, представленные в виде гистограмм распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_i=5^\circ$  (а, г, ж, к, н) и  $15^\circ$  (б, д, з, л, о), межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$ , а также ориентационных IPF-карт и обратных полюсных фигур (в, е, и, м, п): а-в – деформация с постоянной степенью обжатий за проход 10 %; г-е – 10→15 %; ж-и – 15→10 %; к-м – 10→18 %; н-п – 18→10 %

Увеличение степени обжатий по мере приближения к окончанию завершающей стадии прокатки согласно схеме 10→18 % способствует появлению еще большей разноразмерности и

ориентированности ферритно-бейнитной структуры, Рисунок 4.20 м. Средний РСЭ по сравнению со схемой  $10 \rightarrow 15$  % увеличивается до 6,7 мкм при  $\theta_t = 5^\circ$  и до 13,5 мкм  $\theta_t = 15^\circ$ . Максимальные РСЭ достигают 19 и 24,5 мкм соответственно при  $\theta_t = 5$  и  $15^\circ$ , Рисунок 4.20 к, л. При этом количество элементов структуры размером менее 5 мкм при  $\theta_t = 5^\circ$  уменьшается до 52%, а доля структурных элементов размером 18-19 мкм составляет  $\sim 15$  %. Высокая доля МУГ, большая часть из которых имеет разориентировки  $2-5^\circ$  (более 30 % от общей протяженности границ), связана, вероятно, с формированием крупных областей РБ, а доля МУГ, отвечающих за формирование субструктуры, составляет  $\sim 10$  %, Рисунок 4.20 м.

Мелкодисперсная ферритно-бейнитная структура с развитым субзерненным строением формируется после деформации по убывающей схеме  $15 \rightarrow 10$  %, который, вероятно, обеспечивает формирование наиболее совершенной дислокационной субструктуры в аустените перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. Средний РСЭ в ней составляет 3,2 и 6,7 мкм соответственно при  $\theta_t = 5$  и  $15^\circ$ , а максимальный – 7,5 и 12,5 мкм при тех же углах толерантности, Рисунок 4.20 ж, з. Доля элементов структуры размером не более 5 мкм при  $\theta_t = 5^\circ$  в ней максимальна и составляет 84 %, при этом 16 % из них имеют размер менее 2 мкм. Следы ориентированного бейнитного превращения отсутствуют, Рисунок 4.20 и.

При этом повышение степени деформации ( $18 \rightarrow 10$  %) при использовании убывающей схемы обжатий также приводит к формированию неоднородной ферритно-бейнитной структуры. Наличие значительной доли элементов структуры не более 5 мкм ( $\sim 60$  %) при  $\theta_t = 5^\circ$  в наряду со структурными элементами размером более 10 мкм, доля которых достигает 29 %, говорит о разнотерности сформированной структуры, Рисунок 4.20 н. По сравнению со схемой деформации  $15 \rightarrow 10$  % при  $\theta_t = 5^\circ$  средний и максимальный РСЭ увеличивается  $\sim$  в 2 раза, при  $\theta_t = 15^\circ$  - на  $\sim 3-4$  мкм, Рисунок 4.20 о. Пик МУГ с углами  $\theta = 2-5^\circ$ , связанных преимущественно с разориентировками между рейками, свидетельствует о формировании значительного количества областей РБ в пределах БАЗ (протяженные области с одинаковой ориентацией, Рисунок 4.20 п). По границам этих областей КПФ выделяется разнотерный КПФ, доля которого уменьшается при повышении степени деформации в начале чистой стадии прокатки, о чем говорит снижение доли БУГ более  $50^\circ$  на 12 %, Рисунок 4.20 п.

Таким образом, в зависимости от толщины листового проката из низколегированных сталей с  $S_{экв}$  не более 0,40 % на завершающей стадии прокатки целесообразно использование убывающего ( $A_{r3} + 70^\circ C \rightarrow A_{r3} + 20^\circ C$ ) (для листов толщиной менее 35 мм) или изотермического ( $A_{r3} + 30^\circ C = \text{const}$ ) графика распределения температуры по проходам (для листов больших толщин) при убывающей схеме обжатий со степенями  $15 \rightarrow 10$  %, способствующих формированию при последующем охлаждении ферритно-бейнитной структуры со средним РСЭ – 3,2-3,9 мкм при  $\theta_t = 5^\circ$  и 6,7-7,2 мкм при  $\theta_t = 15^\circ$ .

#### 4.2.4.2. Экономнолегированная судостроительная сталь

**Влияние температурного графика по проходам на чистой стадии. Использование на чистой стадии прокатки убывающего графика в узком диапазоне температур ( $T_{sr} - 50^\circ C$ )...( $T_{sr}$**

80°C) (режим № 28, Таблица В.7) при убывающей схеме обжатий 15→10 % обеспечивает формирование однородной бейнитно-мартенситной структуры со средним размером БАЗ ~ 20 мкм, представляющей собой смесь пакетов РБ+РМ, Рисунок 4.21 а. Изменение температурного графика прокатки с убывающего на возрастающий в данном диапазоне температур (режим № 32) способствует повышению неоднородности бейнитно-мартенситной структуры по морфологическим признакам, Рисунок 4.21 д, что, вероятно, связано с неравномерным распределением дислокаций в аустените за счет увеличения степени наклепа аустенита в начале стадии (при более низкой температуре и более высокой степени деформации). Наряду с пакетами РБ и РМ, в структуре наблюдаются области дисперсного ГБ, а также массивного ГБ с иррегулярными границами и размером кристаллитов до 24 мкм.

Расширение температурного диапазона проведения деформации с 30 до 50°C в область более низкой температуры ( $T_{sr-50^{\circ}C}$ )...( $T_{sr-100^{\circ}C}$ ) при использовании обоих графиков, как убывающего (режим № 29), так и возрастающего (режим № 33), приводит к появлению следов деформации, свидетельствующих о протекании ориентированного сдвигового превращения в пределах сильно деформированных БАЗ. В структуре, наряду с равноосными пакетами и блоками РБ и РМ, наблюдаются отдельные вытянутые в направлении приложения деформации области РБ. В структуре образца № 29 ( $T_{sr-50^{\circ}C}$ )→( $T_{sr-100^{\circ}C}$ ) такие области достигают 65 мкм, а также появляется дисперсный ГБ составляет ~ 10 %, с размером кристаллитов – не более 8 мкм, Рисунок 4.21 б. Структура образца, продеформированного по возрастающему графику в данном температурном диапазоне, отличается еще большей неоднородностью, более крупными единичными областями РБ протяженностью до 92 мкм, а также многообразием морфологических форм бейнитной составляющей, представленной не только традиционным РБ с пакетно-блочным строением, но и областями со сложноигольчатым строением (с переплетением и взаимным проникновением крупных реек  $\alpha$ -фазы), участками РБ, больше напоминающими по своей морфологии МГБ с размером кристаллитов до 45 мкм, а также мелкодисперсного ГБ с размером кристаллитов не более 6 мкм, Рисунок 4.21 е.

Дальнейшее увеличение степени наклепа аустенитных зерен, обусловленное понижением температурного интервала проведения деформации до ( $T_{sr-80^{\circ}C}$ )...( $T_{sr-130^{\circ}C}$ ) и, тем более до ( $T_{sr-100^{\circ}C}$ )...( $T_{sr-150^{\circ}C}$ ), вне зависимости от выбранного температурного графика (убывающего (режимы №№ 30 и 31), возрастающего (режимы №№ 34 и 35) или при постоянной температуре ( $T_{sr-100^{\circ}C}$ ) и ( $T_{sr-150^{\circ}C}$ ) – режимы №№ 37 и 38) на завершающей стадии прокатки способствует формированию бейнитной структуры с еще более выраженными следами ориентированного бейнитного превращения (увеличивается количество и протяженность узких областей РБ, вытянутых в направлении приложения деформации сжатием, вплоть до 250 мкм), Рисунок 4.21 в, г, ж, з. Наряду с данными областями РБ, в структуре наблюдается значительная доля ГБ – более 50 %, причем с понижением температура деформации его количество увеличивается вплоть до 80 %, Рисунки 4.21, г, з; 4.22 в, г.



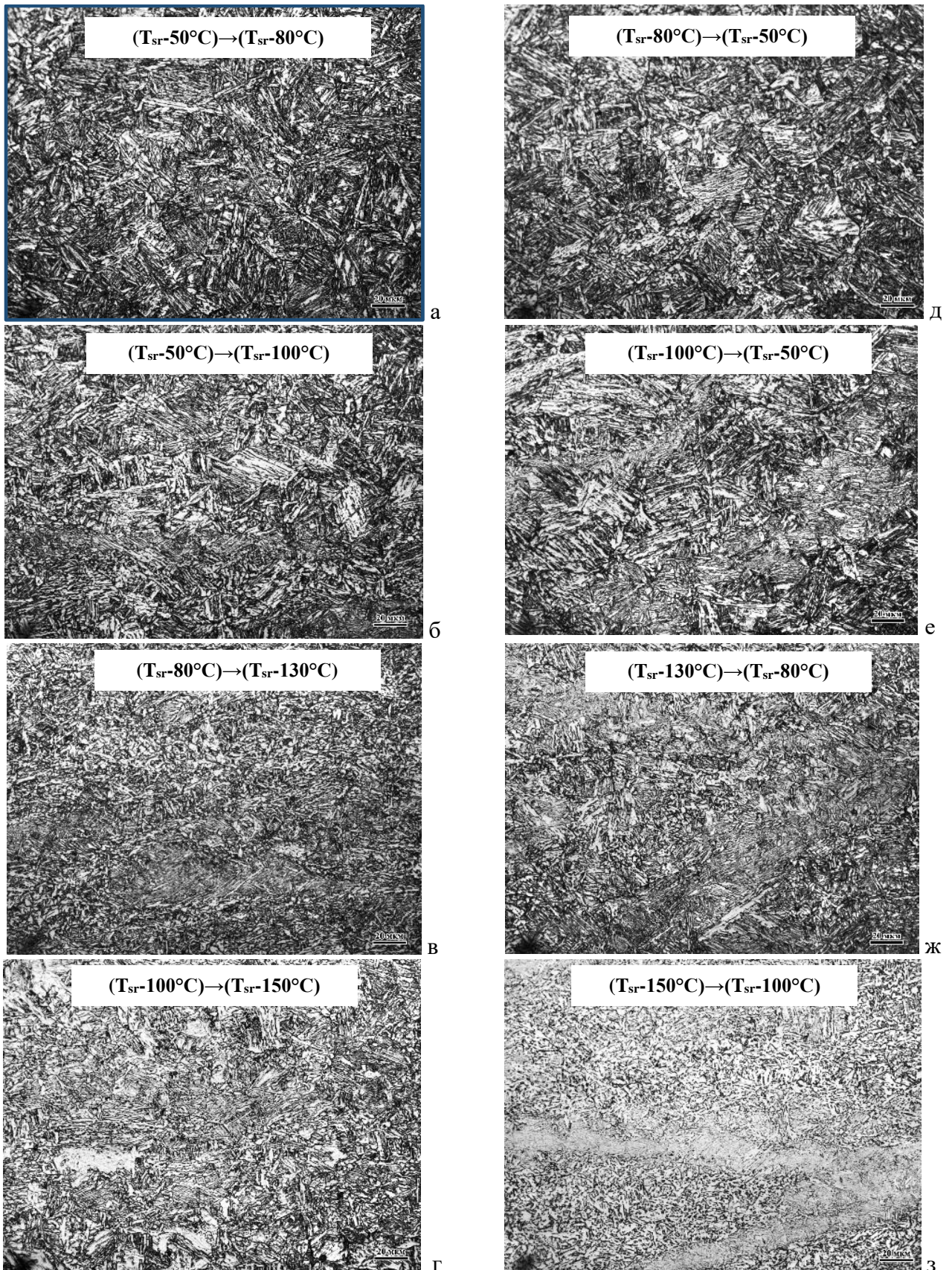


Рисунок 4.21 - Структура экономнолегированной стали состава № 9 после моделирования двухстадийной прокатки с последующей ЗПН с варьированием температурного графика по проходам на чистой стадии: а - г – убывающий температурный график; д – з – возрастающий температурный график



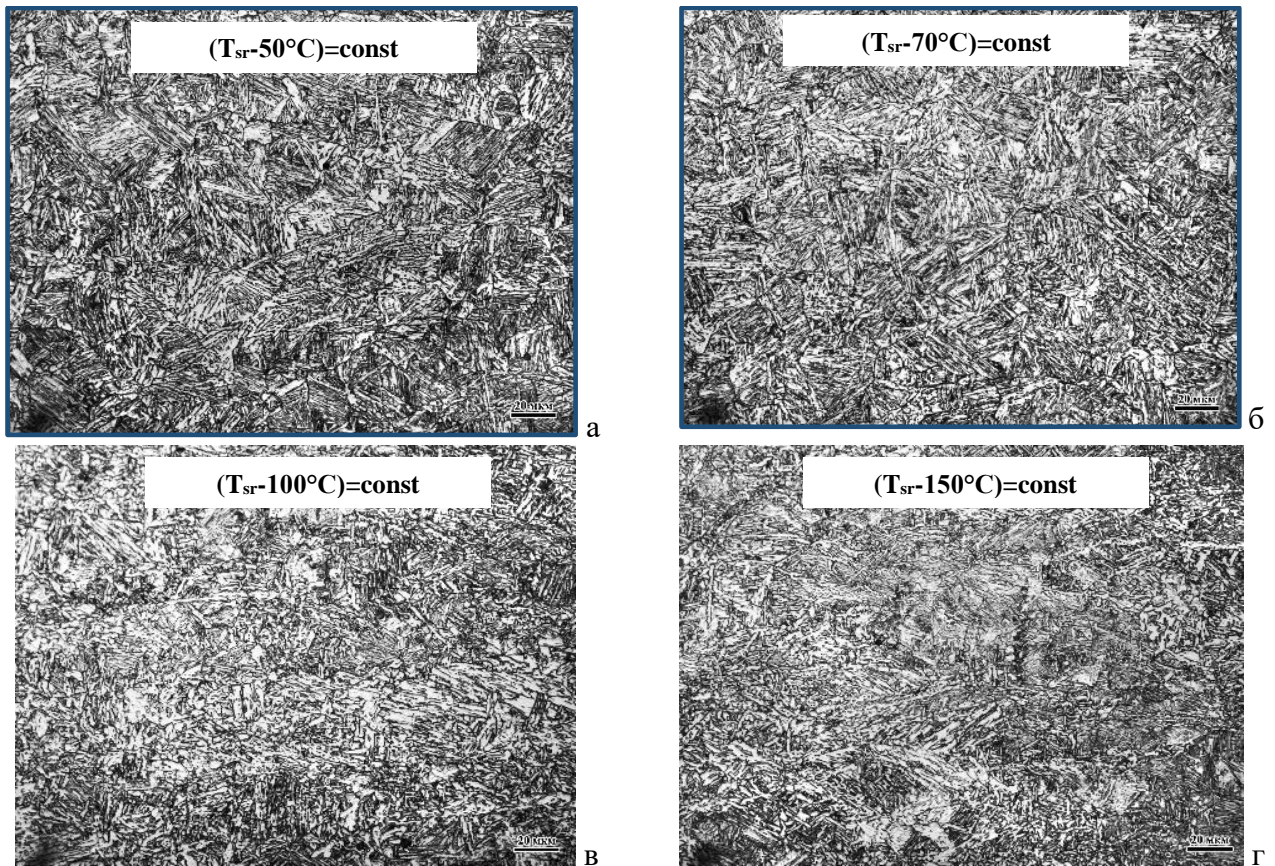


Рисунок 4.22 - Структура экономнолегированной стали состава № 9 после моделирования двухстадийной прокатки с последующей ЗПН с варьированием температуры деформации по проходам на чистовой стадии при изотермическом графике:  
 а -  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ , б -  $(T_{sr}-70^{\circ}\text{C})$ , в -  $(T_{sr}-100^{\circ}\text{C})$ , г -  $(T_{sr}-150^{\circ}\text{C})$

Наиболее дисперсная смесь РБ+РМ формируется после деформации при постоянной температуре:  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$  – режим № 36 и  $(T_{sr}-70^{\circ}\text{C})$  – режим № 5, Рисунок 4.22 а, б. Однако повышение температуры деформации до  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$  и выше нецелесообразно при прокатке толстых листов (свыше 30 мм). При таких режимах в центральных слоях температура деформации находится в пределах или несколько выше пороговой температуры СР. В результате превращение по сечению протекает из аустенита с различной степенью наклепа (из мелких СР зерен высокой плотностью дефектов кристаллического строения и развитым субзерненным строением, созданных на завершающей стадии, или статически рекристаллизованных «бездефектных» зерен), что приводит к увеличению степени неоднородности бейнитно-мартенситной структуры по толщине листового проката больших толщин.

Анализ гистограмм распределений структурных элементов по размерам для трех образцов, обработанных по режимам №№ 28, 32 и 5, обеспечивающим формирование наиболее однородной и дисперсной бейнитно-мартенситной структуры, для каждого температурного графика подтвердил результаты оптической металлографии.

Использование изотермического графика деформации при температуре  $(T_{sr}-70^{\circ}\text{C})$  обеспечивает формирование наиболее дисперсной структуры: средние РСЭ составляют 4,0 и 8,8 мкм, максимальные РСЭ - 8 и 17,5 мкм соответственно при  $\theta_t = 5$  и  $15^{\circ}$ , Рисунок 4.23 в, е. Доли

элементов размером не более 5 мкм - ~ 63,5 % при  $\theta_t = 5^\circ$  и ~ 35,5 % при  $\theta_t = 15^\circ$ , не более 10 мкм ~ 69,5 и 100 % при тех же углах толерантности.

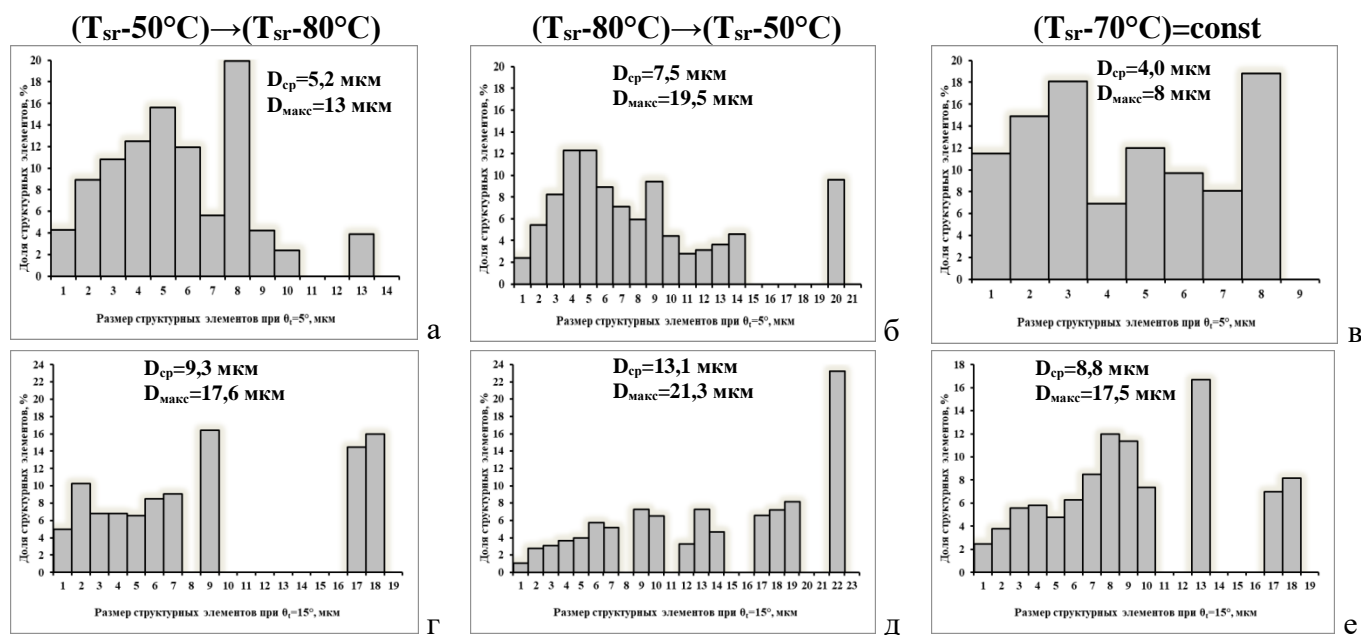


Рисунок 4.23 – Влияние температурной схемы деформации на чистой стадии прокатки на РСЭ, представленные в виде гистограмм распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_t=5^\circ$  (а-в) и  $15^\circ$  (г-е): а, г – убывающий температурный график ( $T_{sr}=50^\circ C \rightarrow T_{sr}=80^\circ C$ ); б, д – возрастающий температурный график ( $T_{sr}=80^\circ C \rightarrow T_{sr}=50^\circ C$ ); в, е – деформация при постоянной температуре ( $T_{sr}=70^\circ C$ ) для экономнолегированной стали состава № 9

После деформации по убывающему температурному графику ( $T_{sr}=50^\circ C \rightarrow T_{sr}=80^\circ C$ ) формируется структура с близкими размерными характеристиками: средними РСЭ - 5,2 и 9,3 мкм соответственно при  $\theta_t = 5$  и  $15^\circ$ , Рисунок 4.23 а, г. Однако максимальный размер РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  несколько крупнее (~ на 4,5 мкм). Также наблюдается уменьшение доли элементов размером не более 5 мкм – ~ на 11,5-13 %. Размеры элементов структуры размером не более 10 мкм близки для данных двух образцов, составляя ~ 68-70 % при  $\theta_t = 15^\circ$  и 96-100 % при  $\theta_t = 5^\circ$ .

При возрастающем графике деформации на чистой стадии ( $T_{sr}=80^\circ C \rightarrow T_{sr}=50^\circ C$ ) структурные элементы наиболее крупные: средние РСЭ – 7,5 и 13,1 мкм, максимальные - достигают 19,5 и 21,3 мкм соответственно при  $\theta_t = 5$  и  $15^\circ$ , Рисунок 4.23 б, д. При  $\theta_t=5^\circ$  доля элементов структуры размером не более 5 мкм снижается до ~ 40,5 %, не более 10 мкм – до ~ 76,5 %, а при  $\theta_t = 15^\circ$  доля структурных элементов не более 5 и 10 мкм составляет всего ~ 15 и 40 % соответственно.

**Влияние схемы деформации по проходам на чистой стадии.** Данные исследования проводились для двух графиков деформации, обеспечивающих наиболее мелкий средний РСЭ – убывающего ( $T_{sr}=50^\circ C \rightarrow T_{sr}=80^\circ C$ ) и при постоянной температуре ( $T_{sr}=70^\circ C$ ). Деформация с постоянной степенью 10 % вне зависимости от графика прокатки на завершающей стадии, видимо, вследствие недостаточной проработки структуры на завершающей стадии приводит к формированию наряду с достаточно мелкими пакетами размером не более 20 мкм более крупных



областей РБ размером до 60 мкм с «грубым» игольчатым строением, Рисунок 4.24 а, г. Доля ГБ не превышает 10 % по всей исследованной площади шлифов.

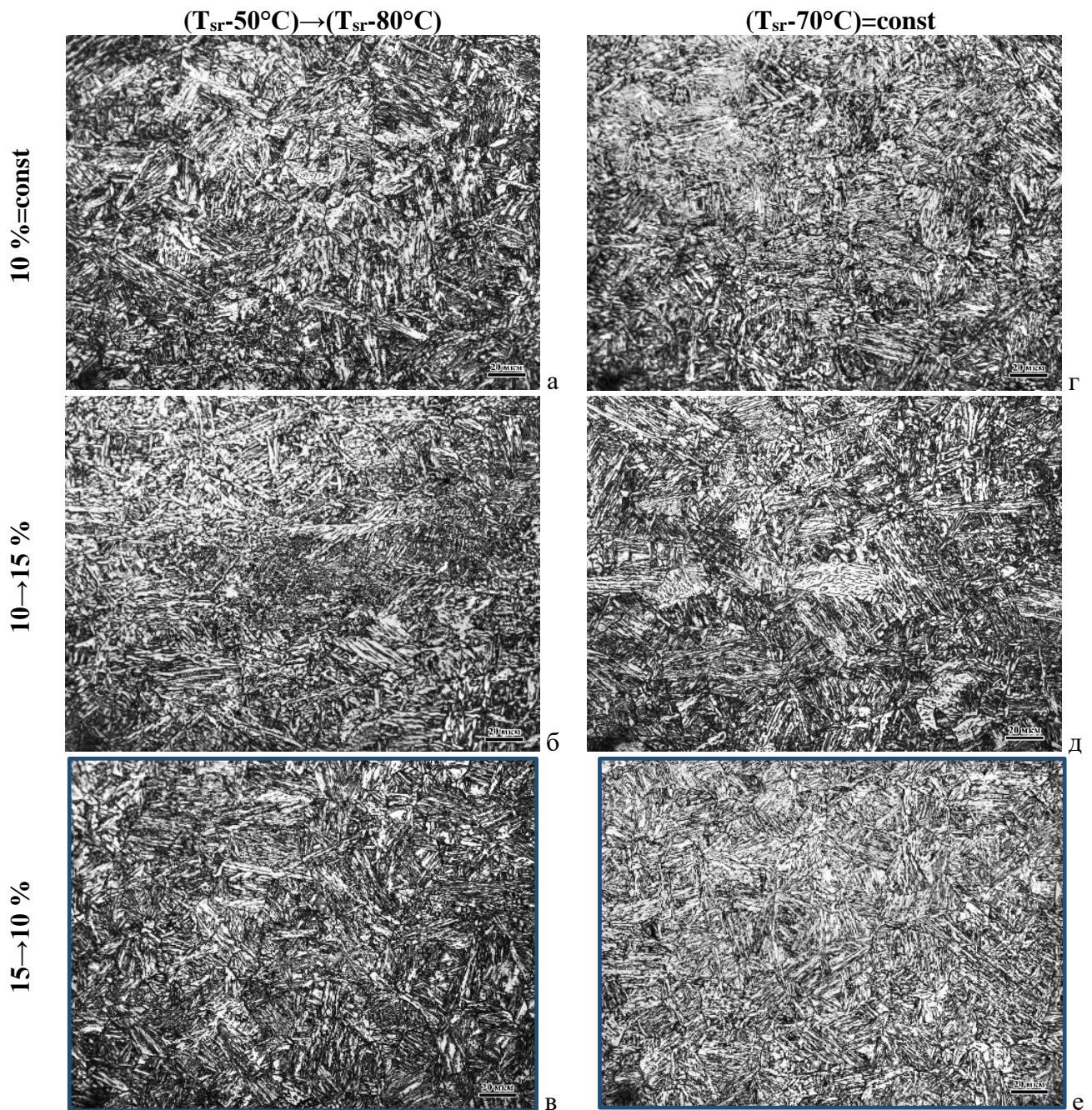


Рисунок 4.24 - Структура экономнолегированной стали состава № 9 после моделирования двухстадийной прокатки с варьированием схемы деформации по проходам на чистой стадии с убывающим  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C}) \rightarrow (T_{sr}-80^{\circ}\text{C})$  (а-в) и изотермическим  $(T_{sr}-70^{\circ}\text{C}) = \text{const}$  (г-е) температурным графиком: а, г – при постоянной степени обжатий 10 %; б, д – возрастающая схема деформации 10→15 %; в, е – убывающая схема деформации 15→10 %

Использование схемы деформации с увеличением степени обжатия от прохода к проходу 10→15 % способствует увеличению степени неоднородности бейнитно-мартенситной структуры, связанной, видимо с неравномерным распределением несовершенств кристаллического строения и различной степенью наклепа аустенитных зерен. Появляются отдельные области РБ длиной от ~ 38 до 75 мкм, вытянутые в направлении приложения деформации, Рисунок 4.24 б, д. Увеличивается доля ГБ до 20-25 %, в структуре образца,



продеформированного при постоянной температуре, наряду с дисперсным ГБ, наблюдаются области МГБ размером от 20 до 44 мкм, Рисунок 4.24 д.

При увеличении степени деформации согласно схеме 10→20 % для обоих температурных графиков степень наклепа аустенитных зерен увеличивается и, как следствие, следы ориентированного сдвигового превращения становятся еще более явно выраженными – протяженные области РБ превышают 100 мкм, Рисунок 4.25 а, в. Структура становится полностью бейнитной с бейнитом различной морфологии приблизительно в равном соотношении ГБ и РБ. Встречается так называемый «кудреватый» ГБ, как его называют некоторые авторы [284], однако большинство участков ГБ имеют характерное «капельное» (зеренное) строение [284].

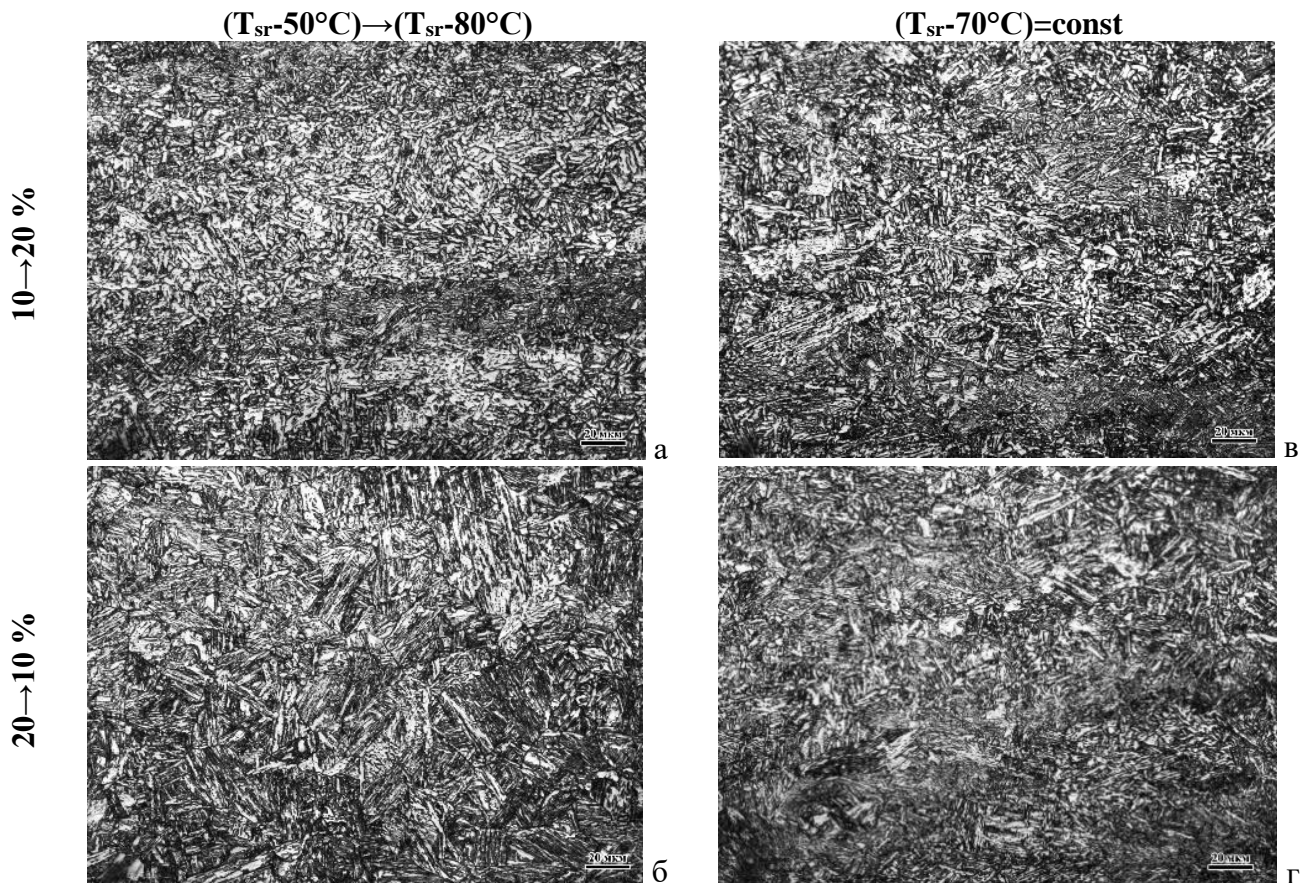


Рисунок 4.25 - Структура экономнолегированной стали состава № 9 после моделирования ТМО+УО с варьированием схемы деформации по проходам на чистовой стадии с убывающим  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})\rightarrow(T_{sr}-80^{\circ}\text{C})$  (а-в) и изотермическим  $(T_{sr}-70^{\circ}\text{C})=\text{const}$  (г-е) температурным графиком:  
а, в – возрастающая схема деформации 10→20 %;  
б, г – убывающая схема деформации 20→10%

Дисперсная бейнитно-мартенистная структура с пакетно-блочным строением (РБ+РМ) формируется после деформации по убывающей схеме обжатий 15→10 %, вероятно, обеспечивающей наиболее равномерное распределение дефектов кристаллического строения при отсутствии излишнего наклепа аустенитных зерен.

При этом, как показали проведенные эксперименты, повышение величины обжатий при убывающей схеме 20→10 % также недопустимо, так как приводит к формированию неоднородной по размерам и морфологии структуры. Так, в образце, продеформированном по

убывающему температурному графику ( $T_{sr}=50^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow$ ( $T_{sr}=80^{\circ}\text{C}$ ), наряду с дисперсными пакетами размером не более 15 мкм, встречаются области, сформированные в пределах БАЗ размером от 45 мкм и более, Рисунок 4.25 б. Это может быть связано с развитием частичной СР на завершающей стадии прокатки в условиях более высокой температуры и степени деформации, вследствие чего превращение протекало из разнотермического аустенита. В образце после моделирования изотермического температурного графика при температуре ( $T_{sr}=70^{\circ}\text{C}$ ) использование убывающей схемы деформации с обжатиями 20 $\rightarrow$ 10 % в начале чистовой стадии наблюдается значительное количество протяженных (до 68 мкм) узких областей РБ, образовавшихся в пределах наклепанных аустенитных зерен, а также наличие ГБ до 20 %, Рисунок 4.25 г.

Анализ данных, полученных с помощью EBSD-анализа, позволил установить, что варьирование схемы деформации по проходам при постоянной температуре ниже температуры  $T_{sr}$  на  $\sim 70^{\circ}\text{C}$  приводит к формированию различных картин распределения не только по размерам структурных элементов, но и по углам разориентировки между ними, Рисунок 4.26.

После деформации с постоянной степенью 10 % в экономнолегированной стали формируется бейнитно-мартенситная структура со средними РСЭ – 6,1 и 10,6 мкм при  $\theta_t = 5$  и  $15^{\circ}$ . Максимальные РСЭ -  $\sim 16,5$  и  $21,5$  мкм, соответственно, при тех же углах толерантности. Количество элементов структуры размером не более 5 и 10 мкм при  $\theta_t = 5^{\circ}$  составляет  $\sim 49$  и  $79\%$ , Рисунок 4.26 а,  $\theta_t = 15^{\circ}$  -  $\sim 27,5$  и  $48,5$  %, Рисунок 4.26 б, соответственно. В образце образуется 33 % МУГ, при этом половина из них представлены границами с разориентировками  $5-15^{\circ}$ . Формирование пакетно-блочной структуры подтверждается значительной долей БУГ с разориентировками более  $50^{\circ}$  -  $\sim 41$  %, Рисунок 4.26 в.

Повышение степени деформации в начале чистовой стадии с постепенным ее снижением от прохода к проходу согласно схеме 15 $\rightarrow$ 10 % способствует измельчению и повышению однородности по размерам структурных элементов при  $\theta_t=5^{\circ}$  - средний и максимальный РСЭ – 4 и 8 мкм, Рисунок 4.26 ж. При этом  $\sim 63,5$  % элементов структуры имеют размер не более 5 мкм, а доля МУГ увеличивается на  $\sim 5$  %, Рисунок 4.26 и. Вероятно, во время междеформационных пауз проходит процесс полигонизации дислокаций, что приводит к формированию более однородной субзеренной структуры. При  $\theta_t=15^{\circ}$  структурные элементы также измельчаются: средний РСЭ – до 8,8 мкм, при этом доля элементов размером не более 10 мкм увеличивается  $\sim$  на 20 %, Рисунок 4.26 з.

Изменение схемы деформации с убывающей на возрастающую 10 $\rightarrow$ 15 % при достаточно мелком среднем РСЭ при  $\theta_t=5^{\circ}$  - 5,2 мкм (при максимальном РСЭ – 14,5 мкм), Рисунок 4.26 г, приводит к существенной разнотермичности по РСЭ при  $\theta_t=15^{\circ}$ , Рисунок 4.26 д. Средний РСЭ при  $\theta_t=15^{\circ}$  увеличивается  $\sim$  на 2,5 мкм, а максимальный – достигает 32,5 мкм; при этом доля таких крупных элементов значительна  $\sim 15,5$  %. О следах наклепа аустенитных зерен свидетельствует небольшой пик на распределении межкристаллитных границ по разориентировкам при углах  $\sim 28-36^{\circ}$ , Рисунок 4.26 е. Уменьшение доли БУГ<sub>более  $50^{\circ}$</sub>  до 34 %, видимо, связано со снижением доли речных структур, и, как следствие, протяженности границ блоков и пакетов при одновременном увеличении доли ГБ.



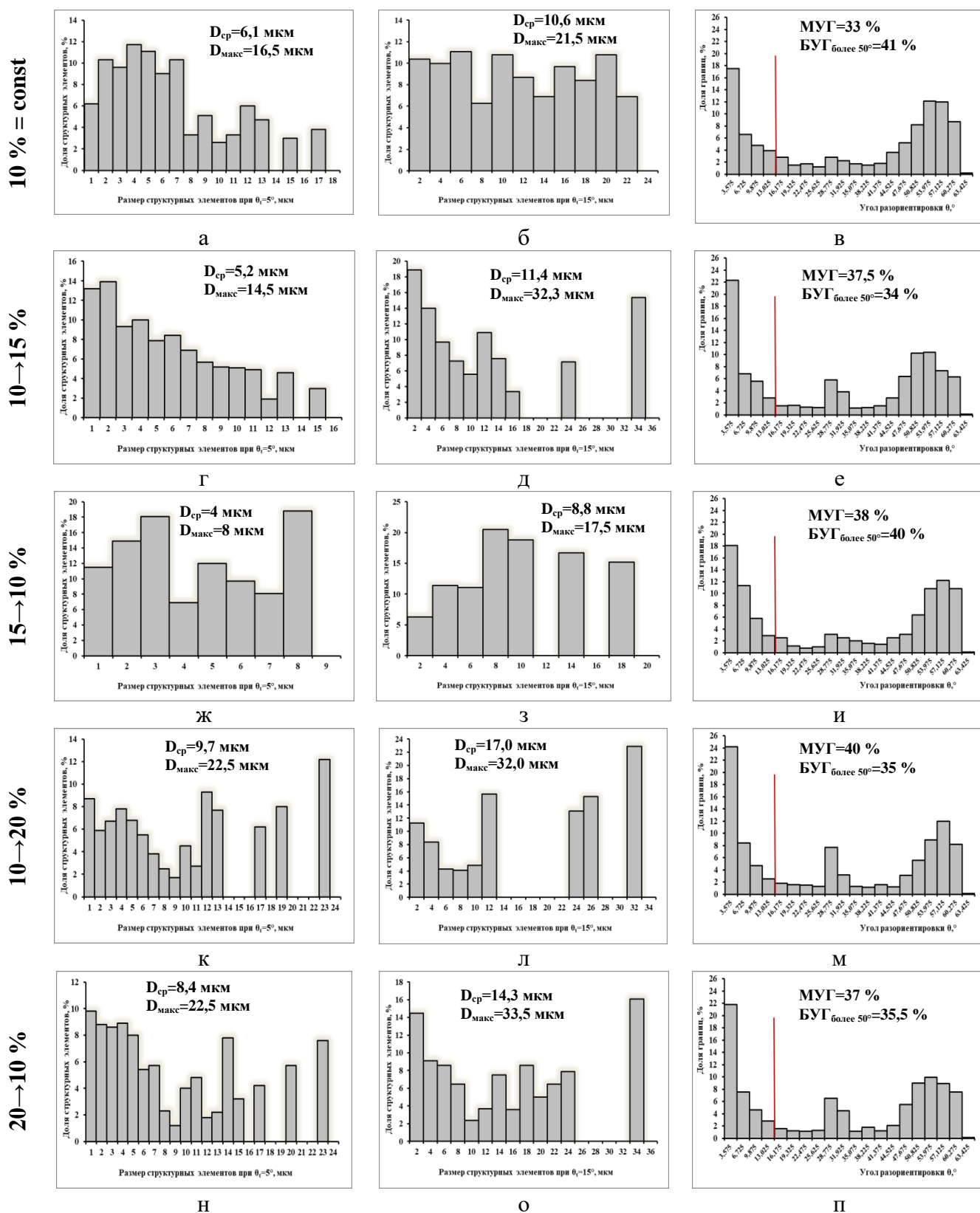


Рисунок 4.26 – Влияние температурной схемы деформации на чистой стадии прокатки на параметры структуры эконолегирующей стали состава № 9, представленные в виде гистограмм распределений структурных элементов по размерам при заданных углах толерантности  $\theta_t=5^\circ$  (а, г, ж, к, н) и  $15^\circ$  (б, д, з, л, о), межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (в, е, и, м, п): а-в – деформация с постоянной степенью обжатия за проход 10 %, г-е - 10→15 %, ж-и – 15→10 %, к-м – 10→20 %, н-п – 20→10 %

При этом повышение степени обжатый при использовании данной возрастающей схемы деформации до 10→20 % приводит к наличию более выраженного пика, связанного с наклепом аустенитных зерен, Рисунок 4.26 м. Существенно укрупняются все структурные элементы: зерна, субзерна, пакеты, блоки. В результате средние РСЭ составляют 9,7 и 17 мкм, а максимальные достигают 22,5 и 32 мкм соответственно при  $\theta_t=5$  и  $15^\circ$ . Количество элементов размером не более 10 мкм как при  $\theta_t = 5^\circ$ , так и при  $\theta_t=15^\circ$  уменьшается в  $\sim 2$  раза по сравнению с оптимальной убывающей деформационной схемой 15→10 %, не превышая 50 и 37 % соответственно, Рисунок 4.26 к, л. Формирование структуры с близкими размерными параметрами, а также характером распределения межкристаллитных границ по углам разориентировки наблюдается и в образце, продеформированном на чистовой стадии по убывающей схеме 20→10 %. При  $\theta_t=5^\circ$  средний РСЭ мельче на 1,3 мкм, а доли элементов структуры размером не более 5 мкм и 10 мкм увеличиваются  $\sim$  на 6 и 13 %, Рисунок 4.26 н. При  $\theta_t=15^\circ$  получение условно более мелкого среднего РСЭ (на 2,7 мкм) связано с уменьшением количества элементов размером более 20 мкм -  $\sim$  на 16 % ( $\sim 35,5$  % в образце, продеформированном согласно схеме 20→10 %, против  $\sim 51,5$  % в образце после моделирования возрастающей схемы 10→20 %), Рисунок 4.26 о.

Таким образом, в зависимости от толщины листового проката из экономнолегированных сталей с  $C_{э\text{кв}}=0,45-0,60$  % на завершающей стадии прокатки целесообразно использование убывающего ( $T_{\text{пр}}-50^\circ\text{C}$ )→( $T_{\text{пр}}-80^\circ\text{C}$ ) (для листов толщиной не более 35 мм) или изотермического ( $T_{\text{пр}}-70^\circ\text{C}$ ) =const графика распределения температуры по проходам (для листов больших толщин) при убывающей схеме обжатый со степенями 15→10 %, способствующих формированию при последующем охлаждении бейнитно-мартенситной структуры со средним размером БАЗ 18-20 мкм, средним РСЭ - 4-5,2 мкм при  $\theta_t=5^\circ$  и 8,8-9,3 мкм при  $\theta_t=15^\circ$ .

#### 4.2.5. Влияние параметров ускоренного охлаждения на формирование ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры

В Таблице В.8 представлены фактические режимы обработки образцов из низко- и экономнолегированной сталей на комплексе «GLEEBLE 3800», предусматривающие двухстадийную прокатку с последующим охлаждением с различной скоростью, а для низколегированных сталей – с дополнительным варьированием температуры окончания ускоренного охлаждения. В диапазоне промышленных скоростей охлаждения от 3-5 до 25-30°C/с, характерных для охлаждения различных слоев листового проката толщиной до 100 мм по его сечению, в случае проведения прокатки по режимам, обеспечивающим максимальное измельчение зеренной и субзеренной структуры аустенита, при последующем  $\gamma$ → $\alpha$ -превращении формируется близкая по морфологическим признакам ферритно-бейнитная, Рисунок 4.27 а-в, или бейнитно-мартенситная структура, Рисунок 4.27 г-е.

В низколегированной стали состава № 5 снижение скорости охлаждения до 3-5 °C/с приводит к небольшому укрупнению среднего размера зерен КПФ и кристаллитов ГБ  $\sim$  на 1,4 мкм, а также появлению единичных областей РБ размером не более 22 мкм, Рисунок 4.27 а. Повышение скорости охлаждения до 25-30 °C/с обуславливает увеличение доли РБ до 13-15 %,



однако протяженность его областей не превышает 35 мкм, Рисунок 4.27 в. В экономнолегированной стали состава № 9 снижение скорости охлаждения до 3-5 °С/с приводит к появлению в структуре МГБ, однако размер его кристаллитов не превосходит 20 мкм, а доля – 5%, Рисунок 4.27 г. После охлаждения со скоростями от 15 до 30 °С/с формируется дисперсная смесь РБ+РМ, Рисунок 4.27 д, е.

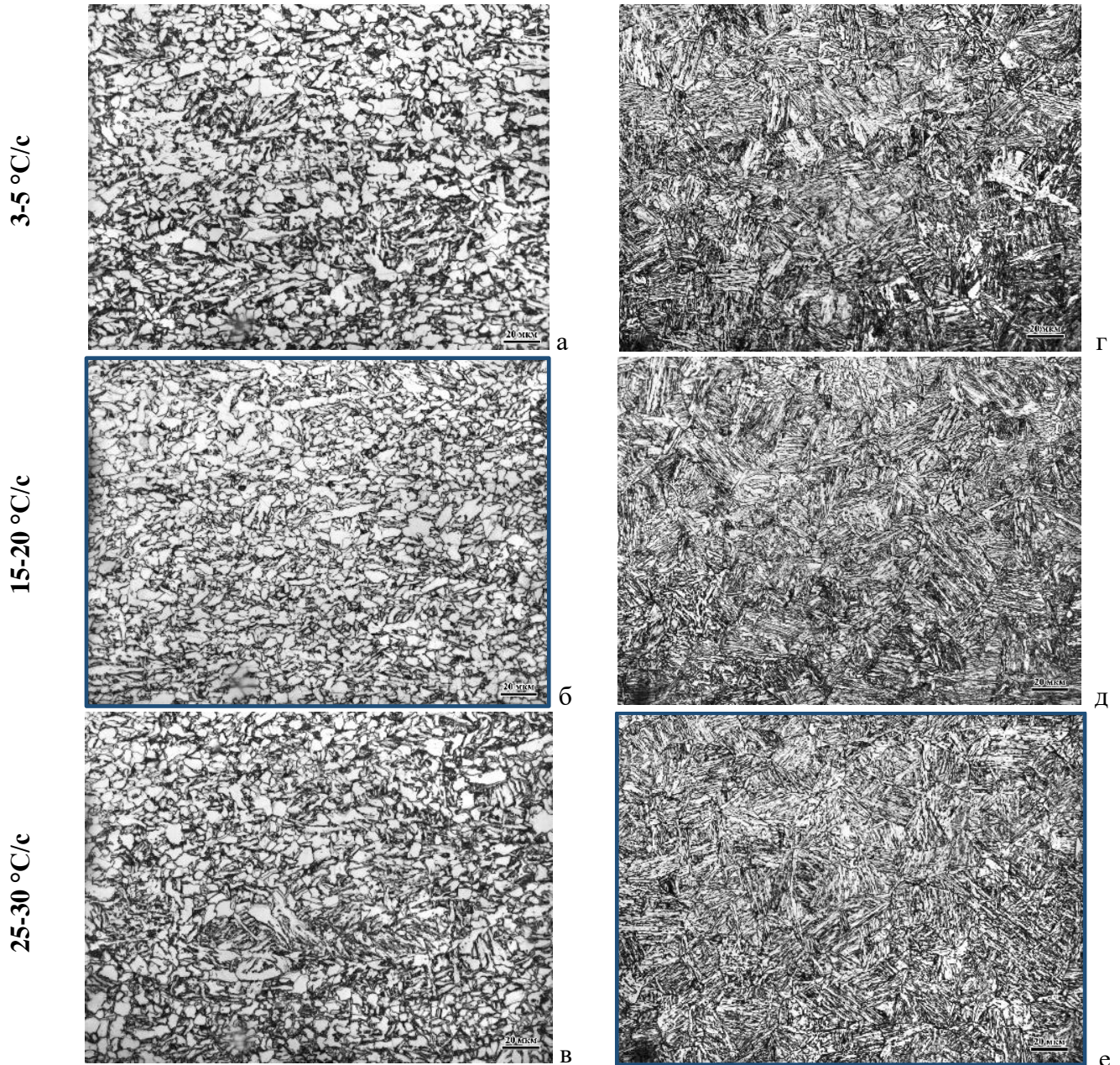


Рисунок 4.27 - Структура низколегированной (а-в) и экономнолегированной (г-е) сталей составов №№ 5 и 9 после моделирования двухстадийной прокатки с последующим ускоренным охлаждением со скоростью: а, г – 3-5 °С/с; б, д – 15-20 °С; в, е - 25-30 °С/с

На рисунке 4.28 представлена структура образцов стали после имитации двухстадийной ТМО с последующим УО до температур от 400 до 550 °С.



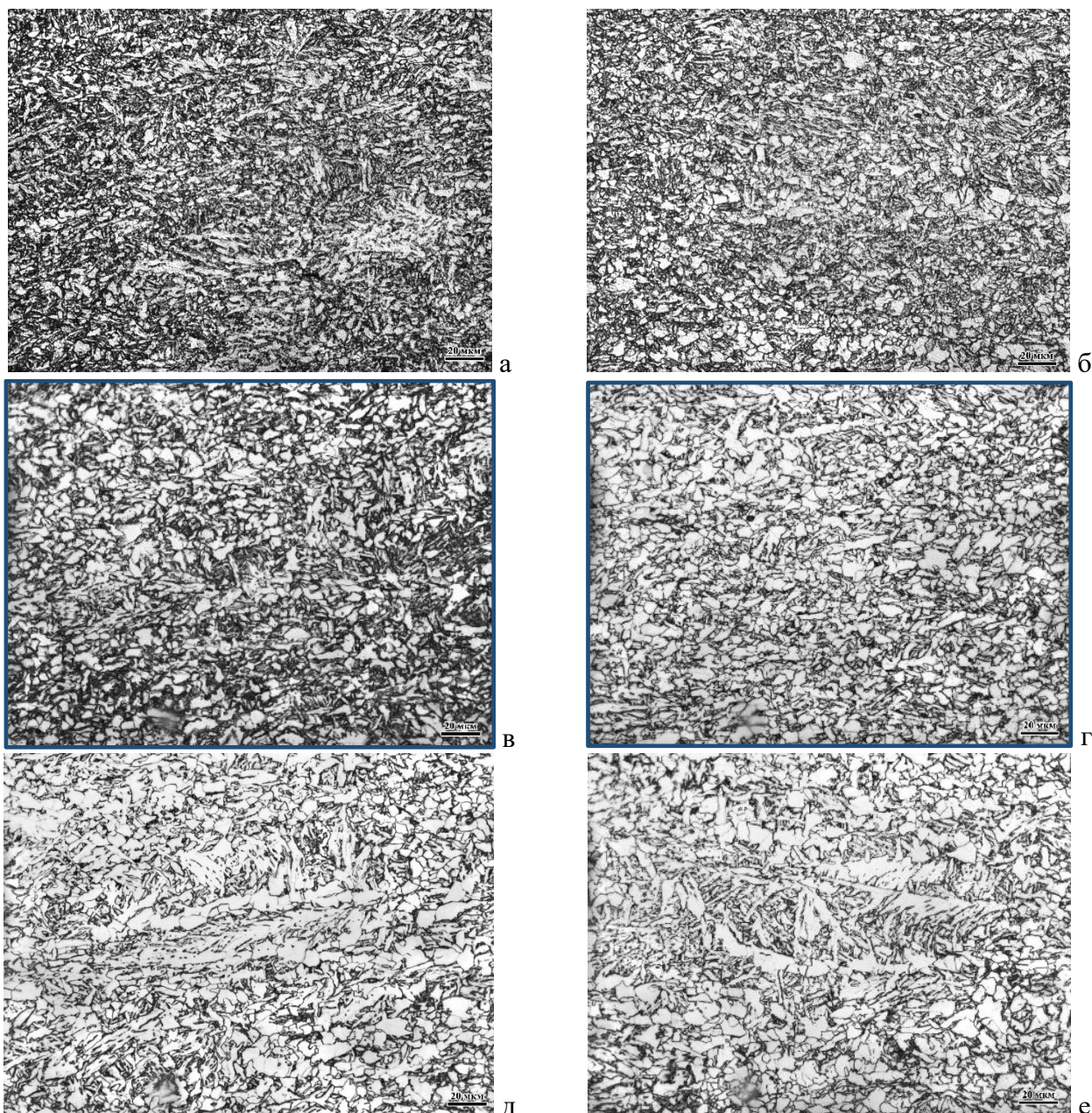


Рисунок 4.28 - Структура низколегированной стали после моделирования ТМО+УО с варьированием температуры окончания ускоренного охлаждения:  
 а - 400°C, б - 425°C, в - 450 °С, г - 500 °С, в - 525 °С, г - 550 °С

Разработанные схемы деформации обеспечивают формирование дисперсной ферритно-бейнитной структуры после охлаждения в широком диапазоне температур окончания охлаждения 425...525 °С (нижней и средней части бейнитного интервала), Рисунок 4.28 б-г, что дает возможность минимизировать воздействие градиента температуры по сечению толстых листов, занижая задаваемую поверхностную температуру. Понижение температуры окончания охлаждения до 400 °С способствует повышению дисперсности структуры, уменьшению доли КПФ при одновременном повышении содержания бейнитной составляющей, в том числе РБ – более 50 %, Рисунок 4.28 а. Охлаждение до температуры 550-600 °С приводит к формированию крайне неоднородной структуры с крупными областями РБ длиной до 80 мкм, вытянутыми вдоль направления прокатки, Рисунок 4.28 г. Это происходит вследствие первоначального

интенсивного образования феррита по границам, как следствие, повышения содержания углерода и легирующих элементов в оставшемся непревращенном объеме аустенита, понижения температуры превращения и образования продуктов низкотемпературного распада.

На основании результатов проведенного моделирования были предложены температурно-деформационные схемы прокатки по проходам и режимы ускоренного охлаждения для опытно-промышленного производства листового проката из низко- и экономнолегируемых судостроительных сталей, гарантирующие однородность и дисперсность конечной (превращенной) ферритно-бейнитной или мартенситно-бейнитной структуры, краткое описание которых приведено в выводах к настоящей главе.

#### 4.3. Моделирование технологий ЗПН+О и З+О на комплексе «GLEEBLE 3800» для низколегированных судостроительных хладостойких сталей

Разработка технологических режимов производства листового проката из низколегированных судостроительных сталей высокой прочности (с пределом текучести не менее 420 и 460 МПа) больших толщин (до 100 мм) требует особого внимания. Обеспечение одновременно высоких прочностных, пластических свойств и характеристик хладостойкости достигается при использовании технологий З+О или ЗПН+О, Рисунок 4.29, основным преимуществом которых является возможность формирования преимущественно бейнитной структуры с меньшей степенью неоднородности по толщине листового проката, а значит, и с меньшей анизотропией механических свойств.

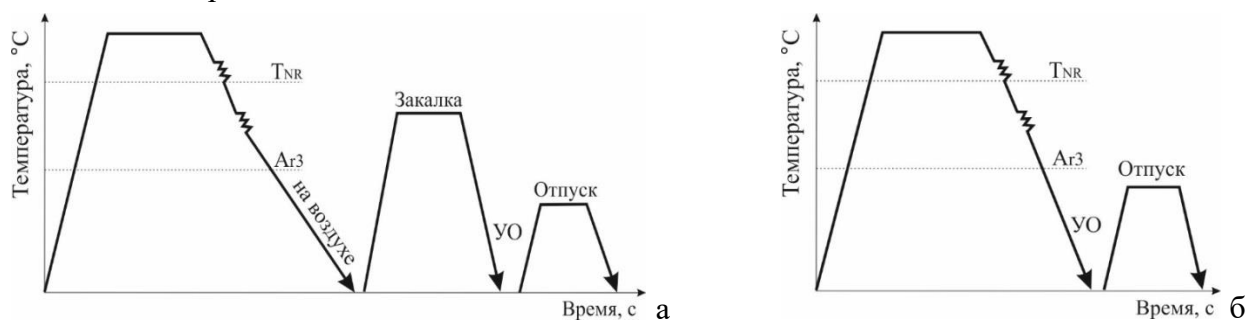


Рисунок 4.29 – Технологии производства листового проката из низколегированных сталей уровня прочности 420-460 толщиной до 100 мм: а - З+О; б - ЗПН+О

Моделирование данных технологических процессов на комплексе «GLEEBLE 3800» проводилось по режимам, имитирующим (в соответствии с Таблицей В.9 Приложения В):

- двухстадийную прокатку с последующим охлаждением на воздухе, нагрев до температур закалки в диапазоне 950-900 °С (имитация печной закалки) с последующим охлаждением со скоростями 5 и 30 °С/с - З;

- двухстадийную прокатку с варьированием температурного диапазона проведения завершающей стадии с последующим ускоренным охлаждением от различных температур – 950, 900 и 850 °С со скоростями 5 и 30 °С/с - ЗПН.

Исследования проводились для низколегированной судостроительной стали, дополнительно микролегированной ванадием, для обеспечения дисперсионного упрочнения при высокотемпературном отпуске, Таблица 4.5. В зависимости от условий деформации и интенсивности охлаждения в закаленном состоянии структура стали может варьироваться от ферритно-бейнитной до бейнитной различной морфологии при наличии мартенситной составляющей.

Таблица 4.5 – Химический состав исследованной низколегированной хладостойкой судостроительной стали

| Условный номер состава | масс.% |      |      |        |        |      |      |       |
|------------------------|--------|------|------|--------|--------|------|------|-------|
|                        | C      | Si   | Mn   | Ni+ Cu | Cr +Mo | Al   | V    | N     |
| <b>10</b>              | 0,08   | 0,21 | 1,33 | 0,65   | 0,15   | 0,02 | 0,06 | 0,006 |

Режим нагрева и высокотемпературной стадии прокатки выбран с учетом исследований, проведенных в пп. 4.1 и 4.2, исключающий существенный рост исходного зерна аустенита при микролегировании низколегированной стали ванадием и обеспечивающий многократное измельчение аустенита за счет СР в паузах между проходами. Выбор режима чистовой стадии прокатки в случае традиционной закалки (З) обусловлен проведением деформации ниже температуры  $T_{sr}$  с целью увеличения плотности дефектов кристаллической структуры металла и упорядоченного их распределения (субструктуры) при исключении существенного наклепа аустенитных зерен. Варьирование температуры проведения завершающей стадии прокатки в случае ЗПН предусматривало протекание превращения из аустенита с различной степенью наклепа: 970 °С – выше температуры  $T_{sr}$  (рекристаллизованный аустенит); 920 °С – полное торможение СР (равномерное распределение дефектов кристаллического строения, формирование развитой субзеренной структуры в аустените); 870 °С – высокая степень наклепа аустенитных зерен. Варьирование скорости охлаждения проводилось с целью определения температуры закалки, обеспечивающей формирование наиболее однородной бейнитной структуры по сечению толстых листов, учитывая градиент ее распределения по их сечению. После моделирования горячей прокатки с последующей ЗПН или З образцы резались на части и подвергались высокотемпературному отпуску в лабораторных термических печах при температурах 600, 620, 640 и 660 °С в течение 30 минут.

**Закалка.** После закалки от температуры 950 °С со скоростью 30 °С/с, соответствующей охлаждению вблизи поверхности листового проката, формируется бейнитная структура, отличающаяся многообразием морфологических форм: области РБ с типичным пакетно-блочным строением (размером не более 22 мкм), массивного гранулярного бейнита (размер которых составляет 14-18 мкм), кристаллиты ГБ с размером  $\alpha$ -фазы до 12 мкм, а также встречаются единичные участки со сложным корзиночным переплетением игольчатых кристаллов, Рисунок 4.30 а. При этом доля дисперсного ГБ не превосходит 10 % исследованной площади шлифа. Снижение скорости охлаждения до 3-5 °С/с, имитирующей охлаждение в центральных слоях толстых листов, способствует снижению количества бейнита речной морфологии до 15 %, при этом размер его областей достигает 30 мкм, а также появлению в



структуре феррита (доля которого не превышает 7 %), Рисунок 4.30 б. Основной структурной составляющей является ГБ с размером кристаллитов  $\alpha$ -фазы от 4 до 28 мкм при их среднем размере  $\sim 10,8$  мкм. Такое изменение структуры при снижении скорости охлаждения способствует существенной разнице в значениях твердости по Виккерсу на 41 HV<sub>10</sub>, что обуславливает анизотропию механических свойств по толщине листов.

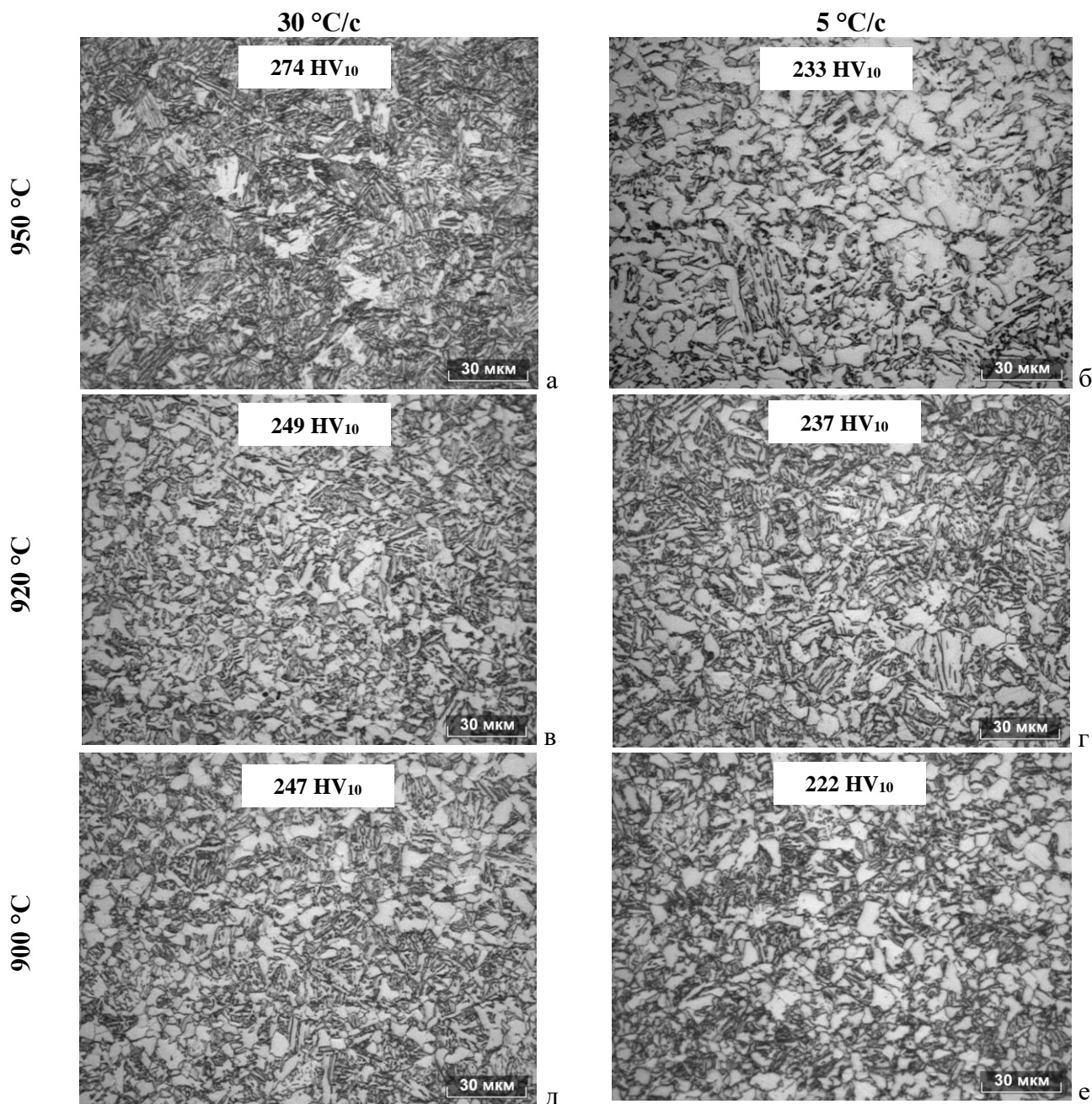


Рисунок 4.30 - Структура низколегированной стали после моделирования двухстадийной прокатки с последующей закалкой от температуры 950 (а, б), 925 (в, г) и 900 (д, е) °С со скоростью 30 (а, в, д) и 5 (б, г, е) °С/с

Понижение температуры закалки до 900 °С способствует увеличению доли феррита до  $\sim 28$  % при скорости охлаждения 30 °С/с, Рисунок 4.30 д, и  $\sim 56$  % при скорости охлаждения 5°С/с, Рисунок 4.30 е. Размер зерен феррита варьируется от 2-3 до 15 мкм. Доля областей РБ размером не более 20 мкм составляет  $\sim 44$  % в образце, имитирующем структуру в поверхностном слое

листа, и  $\sim 12\%$  - в образце, соответствующему охлаждению середины по толщине. Количество ГБ, равномерно распределенного по исследованной площади шлифов, имеет близкие значения -  $\sim 28\text{...}32\%$ . Изменение морфологии бейнита и увеличение доли феррита для образцов, закаленных от температуры  $900\text{ }^\circ\text{C}$  (по сравнению с образцами, закаленными от  $950\text{ }^\circ\text{C}$ ), способствует понижению твердости по Виккерсу (на 27 и 11  $\text{HV}_{10}$  соответственно для образцов, охлажденных со скоростью 30 и  $5\text{ }^\circ\text{C/s}$ ). При этом разница в значениях твердости образцов, охлажденных с различной скоростью, после закалки от температуры  $900\text{ }^\circ\text{C}$  уменьшается до 25  $\text{HV}_{10}$ .

Формирование однородной ферритно-бейнитной структуры во всем рассматриваемом диапазоне скоростей охлаждения наблюдается после закалки от температуры  $920\text{ }^\circ\text{C}$ , Рисунок 4.30 в, г, что подтверждается наиболее близкими значениями твердости по Виккерсу (249...237  $\text{HV}_{10}$ ). Доля феррита составляет 30...28 %, а размер его зерен не превышает 10 мкм во всем рассмотренном диапазоне скоростей охлаждения. Доля дисперсных областей РБ размером не более 15 мкм составляет не более 25 % в образце, охлажденном со скоростью  $30\text{ }^\circ\text{C/s}$ , Рисунок 4.30 в, и  $\sim 16\%$  в образце, охлажденным со скоростью  $5\text{ }^\circ\text{C/s}$ , Рисунок 4.30 г. Основной структурной составляющей (52...56 %) является ГБ со средним размером бейнитных кристаллитов 6,4 и 7,8 мкм соответственно для образцов, имитирующих структуру поверхностных и центральных слоев толстолистового проката.

**ЗПН.** Проведение деформации на завершающей стадии при температуре выше пороговой температуры СР с последующей прямой закалкой от температуры  $950\text{ }^\circ\text{C}$  способствует формированию структурных составляющих с грубым игольчатым строением, Рисунок 4.31 а, б. После охлаждения образца со скоростью  $30\text{ }^\circ\text{C/s}$  формируется смесь РМ и РБ (размеры пакетов варьируются от 20 до 50 мкм), что подтверждают полученные значения твердости по Виккерсу - 370  $\text{HV}_{10}$ , Рисунок 4.31 а. В межреечном пространстве присутствуют прослойки остаточного аустенита, на месте которых при отпуске формируется грубая карбидная фаза в виде пластинчатых выделений протяженностью от 250 нм, что приводит к охрупчиванию стали при отрицательных температурах.

Понижение скорости охлаждения до  $5\text{ }^\circ\text{C/s}$  приводит к увеличению неоднородности структуры, представленной бейнитом различной морфологии (со средним значением твердости по Виккерсу ниже на 132  $\text{HV}_{10}$ ): пакетами РБ с шириной реек от 0,5 до 1,2 мкм и длиной до 45 мкм; областями неправильной формы МГБ размером от 16 до 35 мкм, имеющими внутреннее строение и карбидные частицы внутри, а также дисперсными кристаллитами ГБ размером от 2 до 10 мкм, Рисунок 4.31 б. Такое изменение структуры с различной твердостью по Виккерсу при снижении скорости охлаждения обуславливает существенную анизотропию механических свойств по толщине листов и снижение структурно чувствительных по толщине характеристик работоспособности.

ЗПН от температуры  $900\text{ }^\circ\text{C}$  (образец № 5-1) обеспечивает формирование бейнитной структуры по всему сечению толстых листов с твердостью по Виккерсу в пределах 272-245  $\text{HV}_{10}$ . После охлаждения со скоростью  $30\text{ }^\circ\text{C/s}$  формируется преимущественно РБ, долей ГБ составляет  $\sim 20\text{-}22\%$ , Рисунок 4.31 в. Охлаждение с более низкой скоростью  $3\text{-}5\text{ }^\circ\text{C/s}$ , соответствующей

центральным слоям толстых листов, приводит к увеличению доли ГБ до ~ 48 % занимаемой площади шлифа, Рисунок 4.31 г, обуславливая снижение твердости на 27 ед.  $HV_{10}$ . Размер пакетов РБ варьируется от 18 до 46 мкм.

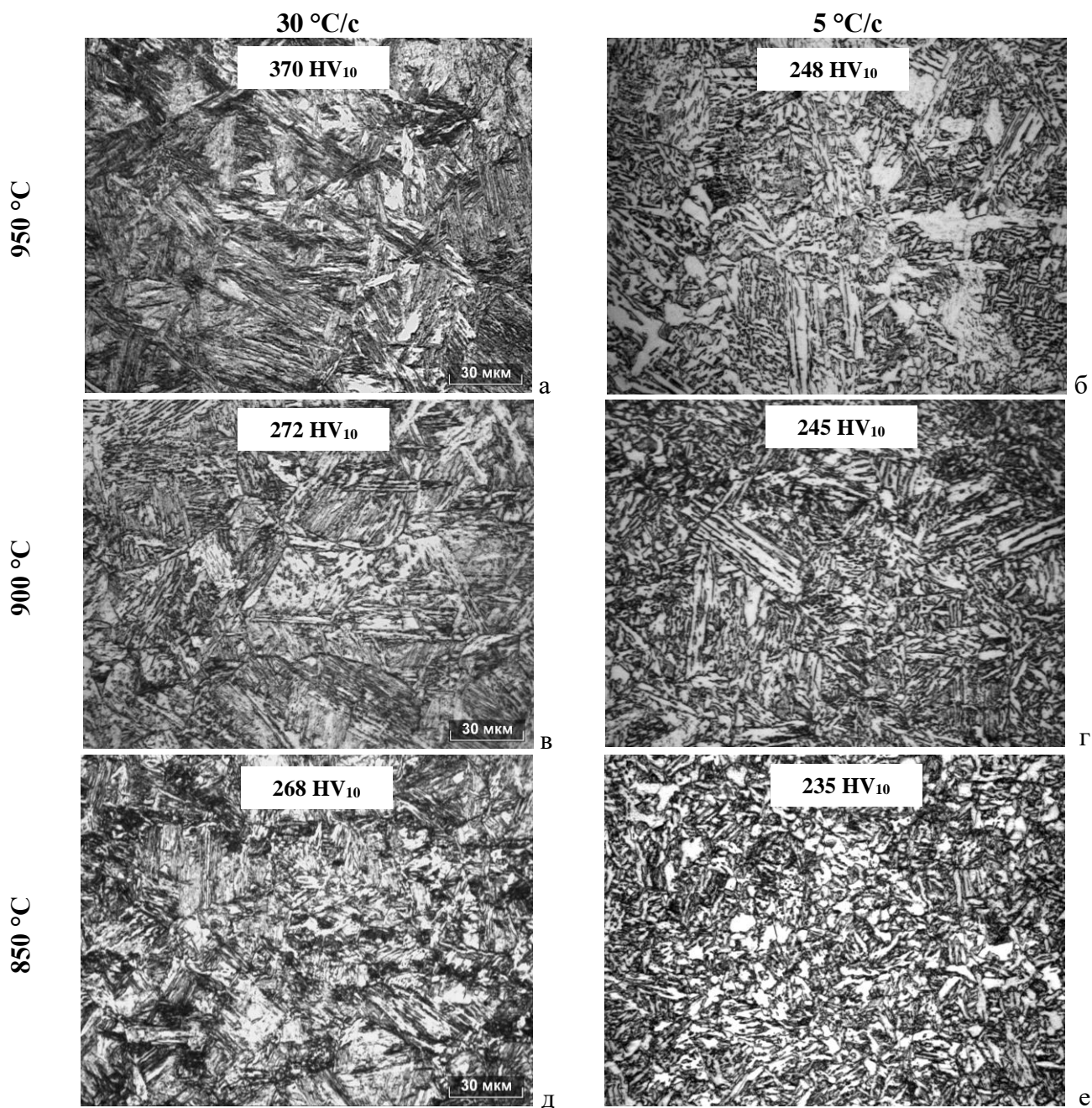


Рисунок 4.31 - Структура низколегированной стали после моделирования ЗПН с охлаждением от температуры 950 (а, б), 900 (в, г) и 850 (д, е) °C со скоростью 30 (а, в, д) и 5 (б, г, е) °C/c

Понижение температуры деформации на завершающей стадии до 870 °C с последующей ЗПН от температуры 850 °C способствует развитию диффузионных процессов, что обусловлено увеличением степени наклепа аустенита. Структура визуально более мелкозернистая, чем при более высоких температурах деформации и начала охлаждения, однако неоднородна по морфологическим признакам. После охлаждения со скоростью 30 °C/c бейнитные области не имеют четкой морфологии и представлены участками РБ с пакетно-блочной структурой (при их размере не более 28 мкм), а также РБ, который по своей морфологии ближе к ГБ, дисперсными

кристаллитами гранулярного типа, а также вытянутыми в направлении приложения деформации областями РБ, сформированными в пределах более крупных наклепанных аустенитных зерен, Рисунок 4.31 д. Снижение скорости охлаждения до 3-5 °С приводит к формированию дисперсной ферритно-бейнитной структуры, Рисунок 4.31 е, что подтверждается уменьшением средних значений твердости по Виккерсу от 268 до 235 HV<sub>10</sub>. В структуре преобладает ГБ, доля дисперсных областей РБ размером не крупнее 22 мкм занимает не более 18 % исследованной площади шлифа. Размер ферритных зерен и кристаллитов ГБ не превышает 15 мкм.

Сравнительный анализ структуры образцов из низколегированной стали состава № 10, обработанных согласно режимам, обеспечивающим наибольшую степень однородности (3 от температуры 920 °С и ЗПН от температуры 900 °С), выполненный методом EBSD-анализа, показал следующее.

После закалки от температуры 920 °С со скоростью 30 °С/с формируется более дисперсная ферритно-бейнитная структура со средними РСЭ - 4,3 мкм при  $\theta_t=5^\circ$  и немного крупнее при  $\theta_t=15^\circ$  – 6,5 мкм. При этом максимальные РСЭ при тех же углах толерантности составляют ~ 12-16 мкм соответственно, Рисунок 4.32 а, б.

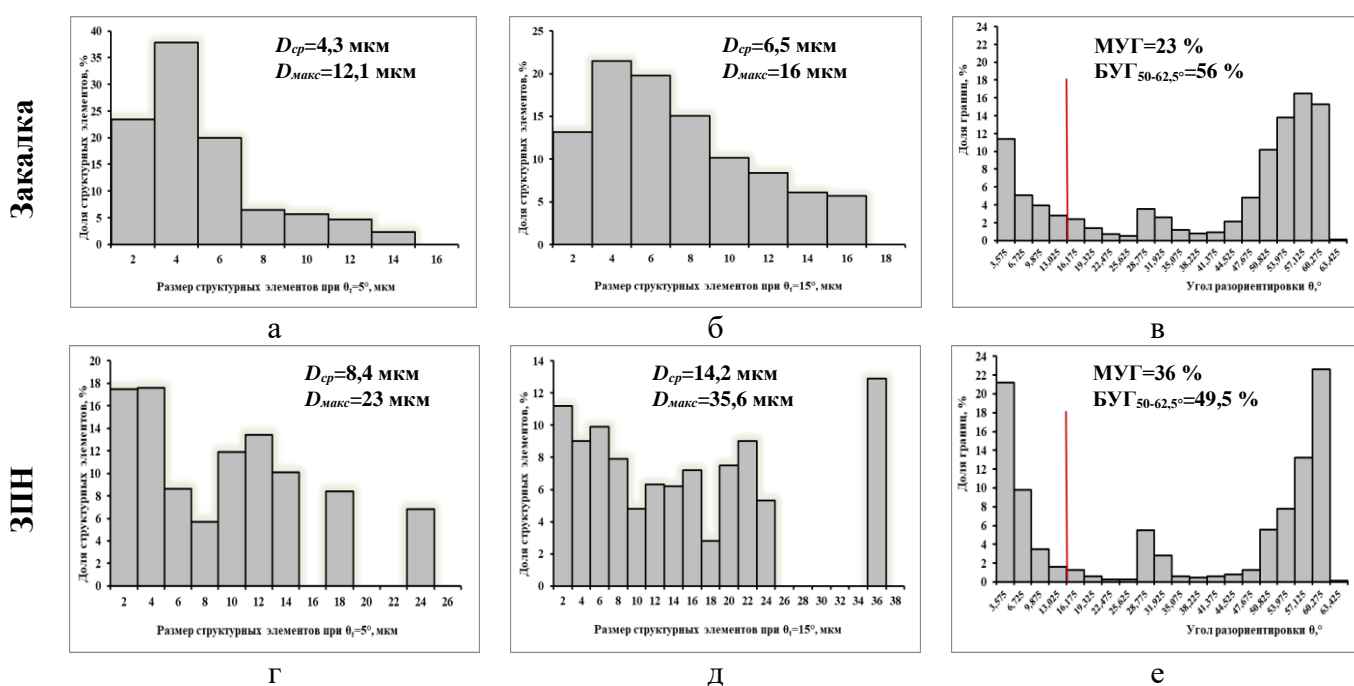


Рисунок 4.32 - Влияние способа закалки на параметры структуры низколегированной стали состава № 10, представленные в виде гистограмм распределений структурных элементов по размерам при заданных углах толерантности  $\theta_t=5^\circ$  (а, г) и  $15^\circ$  (б, д), межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (в, е): а – в - после З, г – е – после ЗПН

На ориентационной карте с нанесением границ с различными углами разориентировки преобладают синие линии, Рисунок 4.33 а, что в совокупности с небольшим количеством МУГ - ~ 23 %, Рисунок 4.32 в, указывает на отсутствие развитого субзеренного строения, вследствие чего и близки средние значения РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  и  $15^\circ$ .



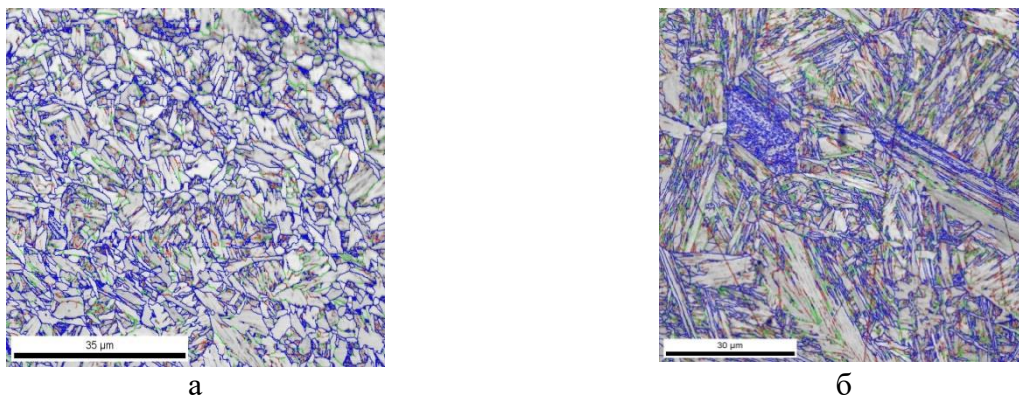


Рисунок 4.33 - Ориентационные карты в режиме IQ с нанесением границ с различными углами разориентировки (красные линии –  $2...5^\circ$ , зеленые –  $5...15^\circ$ , синие -  $15^\circ$  и более) для образцов из низколегированной стали состава № 10 после З (а) и ЗПН (б)

О формировании структурных составляющих преимущественно гранулярного типа (КПФ и ГБ) говорит спектр кривизны кристалла, приходящийся в основном на углы искаженности кристаллической решетки от  $0$  до  $0,7^\circ$  -  $78\%$  с пиком в диапазоне значений  $0,41-0,55^\circ$ , при среднем значении  $GAM=0,57^\circ$ , Рисунок 4.34 а. Наглядно об этом свидетельствует преобладание синего, желтого и зеленого цветов на EBSD-отображениях объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла, Рисунок 4.34 б.

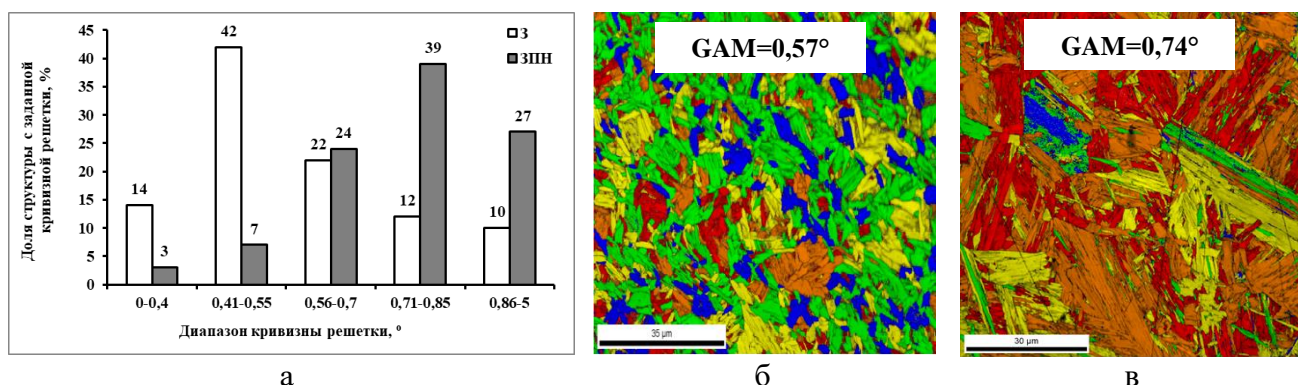


Рисунок 4.34 - Распределения доли структурных элементов по диапазонам кривизны решетки (GAM) - а; EBSD-отображения объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM (синий цвет –  $0...0,4^\circ$ , зеленый цвет –  $0,41...0,55^\circ$ , желтый цвет –  $0,56...0,70^\circ$ , оранжевый цвет -  $0,71...0,85^\circ$ , красный цвет –  $0,86...5^\circ$ ) для образцов из низколегированной стали состава № 10 после З (б) и ЗПН (в)

**Последующий высокотемпературный отпуск в диапазоне температур  $600-640^\circ\text{C}$  в течение 30 мин образцов после закалки не приводит к изменению ни размеров структурных элементов, ни к существенному изменению количества границ, разориентированных различными углами, Таблица 4.6.**

Таблица 4.6 – Влияние температуры отпуска на параметры структуры низколегированной стали после закалки с отдельного и прокатного нагрева

| Состояние               | D <sub>ср</sub> , мкм, при |                       | D <sub>макс</sub> , мкм, при |                       | GAM, °      | Доля МУГ, % | Доля БУГ <sub>более 50°</sub> , % |
|-------------------------|----------------------------|-----------------------|------------------------------|-----------------------|-------------|-------------|-----------------------------------|
|                         | $\theta_t = 5^\circ$       | $\theta_t = 15^\circ$ | $\theta_t = 5^\circ$         | $\theta_t = 15^\circ$ |             |             |                                   |
| <b>З</b>                | <b>4,3</b>                 | <b>6,5</b>            | <b>12,1</b>                  | <b>16</b>             | <b>0,57</b> | <b>23</b>   | <b>56</b>                         |
| З+O <sub>600</sub> °С   | 4,2                        | -                     | 11,3                         | -                     | 0,56        | 25,5        | 54                                |
| З+O <sub>640</sub> °С   | 4,4                        | -                     | 10,3                         | -                     | 0,54        | 28          | 51,5                              |
| <b>ЗПН</b>              | <b>8,4</b>                 | <b>14,2</b>           | <b>23</b>                    | <b>35,5</b>           | <b>0,74</b> | <b>36</b>   | <b>49,5</b>                       |
| ЗПН+O <sub>600</sub> °С | 7,6                        | 14,3                  | 16,5                         | 32,5                  | 0,72        | 38          | 49                                |
| ЗПН+O <sub>640</sub> °С | 6,7                        | -                     | 14,5                         | -                     | 0,71        | 42,5        | 46,5                              |
| ЗПН+O <sub>660</sub> °С | 8,3                        | 13,5                  | 22                           | 32                    | 0,61        | 39          | 50,5                              |

После прямой закалки (ЗПН) от температуры 900 °С со скоростью 30 °С/с формируется бейнитная структура с грубым пакетно-блочным строением со средними РСЭ – 8,4 и 14,2 мкм при  $\theta_t=5^\circ$  и  $15^\circ$  соответственно. Максимальные РСЭ при тех же углах толерантности - в ~ 2 раза крупнее, чем после закалки, Рисунок 4.32 г, д. Важной особенностью структуры образца после ЗПН является существенное увеличение доли МУГ до ~ 36 % (красные и зеленые линии на ориентационной карте, представленной на Рисунке 4.33 б). Часть из них с углами 2-5°, видимо, связаны с разориентировками между соседними рейками, однако более 16 % из них с разориентировками 5-15 ° участвуют в формировании дислокационной субструктуры, оказывающей влияние на сопротивление хрупкому разрушению, Рисунок 4.32 е. Большая доля БУГ (~ 50 %) с разориентировками более 50° связана с границами блоков и пакетов, в отличие от образца после З, в котором их близкое количество указывает на формирование значительной доли КПФ.

На формирование реечных структур также указывает сдвиг пика спектра кривизны кристалла в диапазон высокой искаженности кристаллической решетки 0,71-0,55° (39 %) при увеличении среднего значения GAM до 0,74°, Рисунок 4.34 а, а также преобладание оранжевого и красного цветов на EBSD-отображениях объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла, Рисунок 4.34 в.

Появление в процессе **последующего высокого отпуска при температурах 600-640°С** новых МУГ (~ 2-6 %), Рисунок 4.35 г, д, связанное с процессами полигонизации дислокаций при отпуске приводит к измельчению структуры за счет формирования дислокационной субструктуры, стабилизированной карбидными частицами, Рисунок 4.35 а, б. Наиболее вероятные значения разориентировок на границах таких фрагментов составляют ~ 5-7 градусов. Так, после отпуска при температуре 640 °С средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  уменьшается на ~ 2 мкм, а максимальный - на ~ 8,5 мкм по сравнению с закаленным состоянием, Таблица 4.6. Одновременно происходит незначительное уменьшение доли БУГ.

При этом **повышение температуры отпуска до 660 °С** по сравнению с отпуском при более низких температурах обуславливает увеличение среднего и максимального РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  до значений, соответствующего закаленному состоянию - 8,3 и ~ 22 мкм соответственно, Рисунок 4.35 в. Это, вероятно, связано с двумя факторами: измельчением структуры за счет развития



полигонизации дислокаций, с одной стороны, и исчезновением речечного характера и развитием рекристаллизации в отдельных областях РБ, с другой стороны, Рисунок 4.35 е.

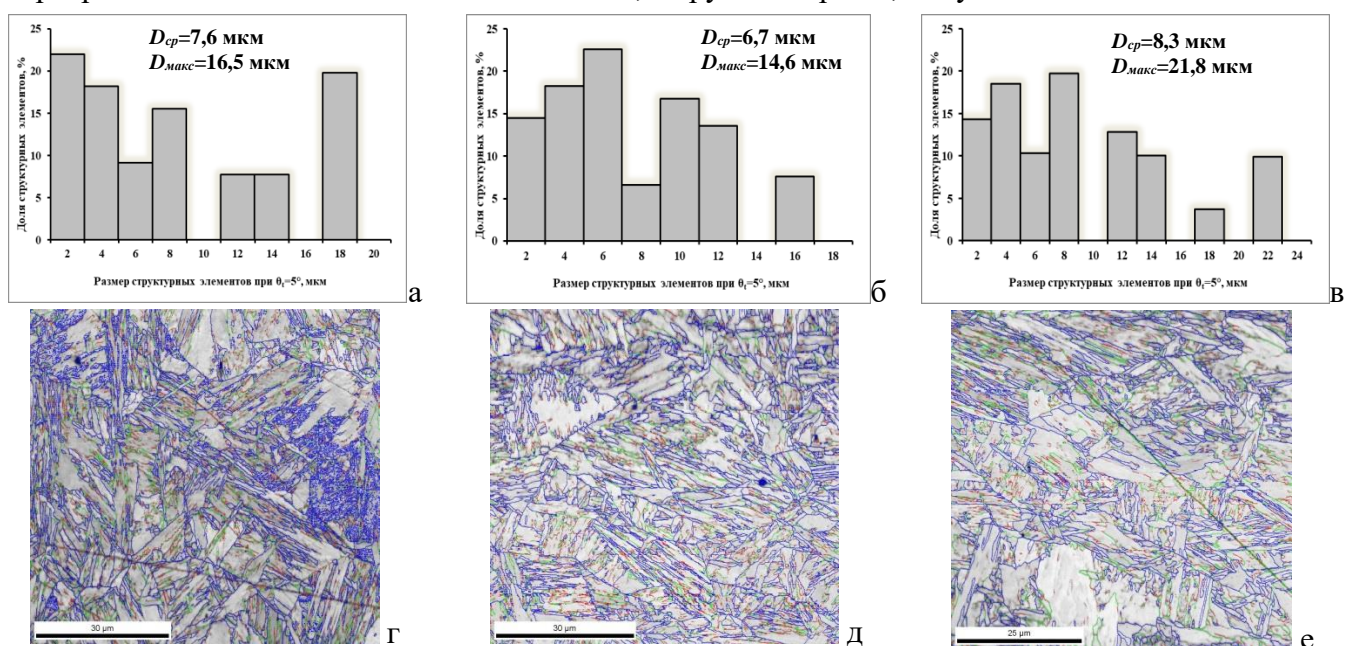


Рисунок 4.35 - Распределения структурных элементов по размерам при заданном угле толерантности  $\theta_T=5^\circ$  (а-в) и ориентационные карты в режиме IQ с нанесением границ с различными углами разориентировки (красные линии –  $2...5^\circ$ , зеленые –  $5...15^\circ$ , синие –  $15^\circ$  и более) – г-е для образцов из низколегированной стали состава № 10 после ЗПН с последующим высоким отпуском при температуре: а, г –  $600^\circ\text{C}$ , б, д –  $640^\circ\text{C}$ , в, е –  $660^\circ\text{C}$

Кроме того, повышение температуры отпуска способствует снижению степени искаженности кристаллической решетки, определяемой усредненной величиной GAM, которая немного уменьшается после отпуска при температуре не ниже  $640^\circ\text{C}$  – до  $0,71^\circ$ , Рисунок 4.36 б, и более значительно – после отпуска при более высокой температуре – до  $0,61^\circ$ , Рисунок 4.36 в, что может привести к снижению прочностных характеристик ниже требуемого уровня. При этом пик спектра кривизны смещается в диапазон более низкой искаженности кристаллической решетки с  $0,71-0,85^\circ$  в закаленном состоянии до  $0,56-0,7^\circ$  после отпуска при температуре  $640^\circ$  и  $0,41-0,55^\circ$  после отпуска при  $660^\circ\text{C}$ , Рисунок 4.36 а.

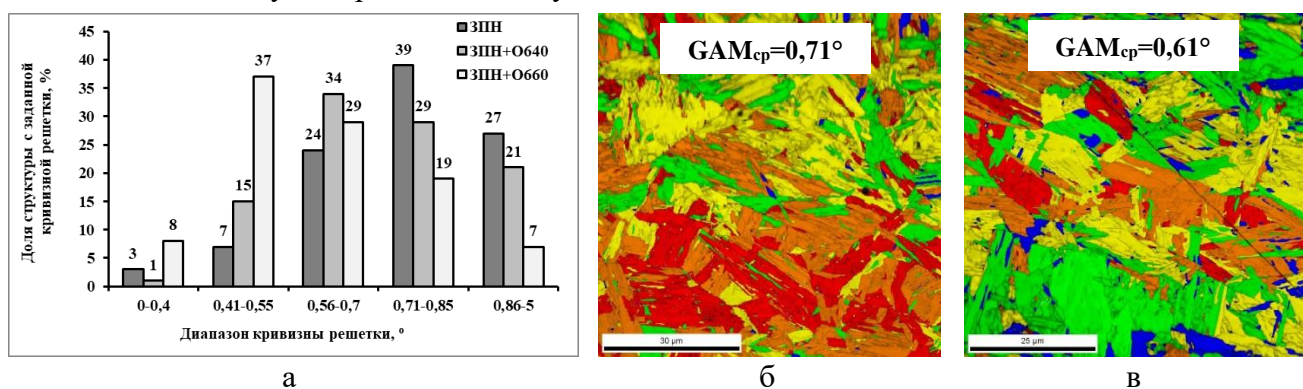


Рисунок 4.36 - Распределения доли структурных элементов по диапазонам кривизны решетки (GAM) – а; EBSD-отображения объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM (синий цвет –  $0...0,4^\circ$ , зеленый цвет –  $0,41...0,55^\circ$ , желтый цвет –  $0,56...0,70^\circ$ , оранжевый цвет –  $0,71...0,85^\circ$ , красный цвет –  $0,86...5^\circ$ ) для образцов из низколегированной стали состава № 10 после ЗПН+O $_{640^\circ\text{C}}$  (б) и ЗПН+O $_{660^\circ\text{C}}$  (в)

На Рисунке 4.37 продемонстрированы графики изменения средних значений твердости по Виккерсу (по результатам трех измерений) при повышении температуры отпуска для образцов, охлажденных с различной скоростью 5 и 30 °С/с, соответствующей охлаждению различных слоев по сечению листа. Монотонное снижение твердости связано со снижением плотности дислокаций, их перестройке с образованием развитой субзеренной структуры, выходом углерода из твердого раствора, прохождением процессов возврата и полигонизации дислокаций, способствующим изменению морфологии бейнита, процессами карбидообразования, а также развитием рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе бейнита (при более высоких температурах отпуска). При этом близкие значения твердости при обеих скоростях охлаждения, косвенно указывающих на снижение анизотропии свойств в готовом прокате больших толщин, обеспечиваются после закалке при отпуске 600-620 °С – 7-11 HV<sub>10</sub>, Рисунок 4.37 а, после ЗПН – при более высоких температурах 620-640 °С – 6-9 HV<sub>10</sub>, Рисунок 4.37 б, в связи с чем данные режимы могут быть рекомендованы для изготовления листового проката в промышленных условиях.

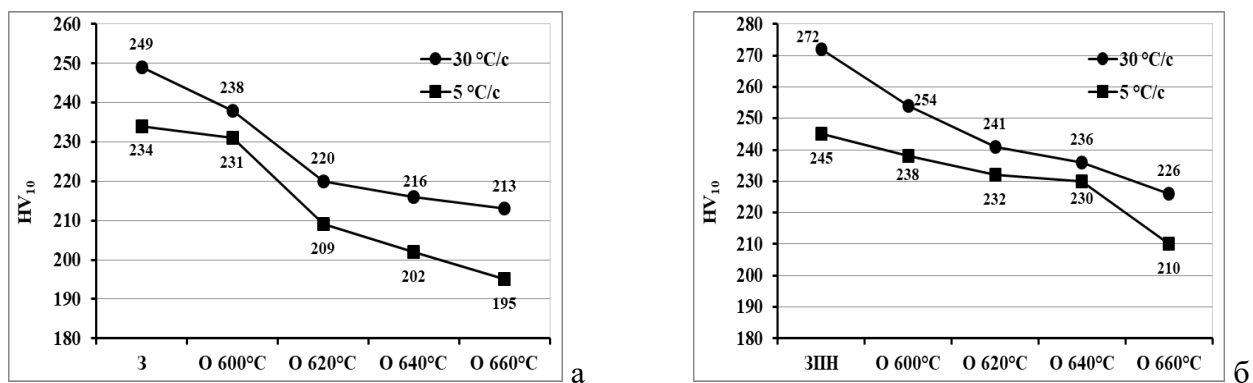


Рисунок 4.37 – Влияние температуры отпуска на твердость по Виккерсу образцов из низколегированной стали состава № 10, закаленных с отдельного (а) или прокатного (б) нагрева

В Таблице 4.7 продемонстрировано влияние температуры отпуска, проведенного в лабораторных термических печах, на механические свойства для образцов, отобранных от листового проката толщиной 80 мм из низколегированной стали состава № 10. Проведенные исследования подтвердили целесообразность выбранных на основании проведенного моделирования режимов, обеспечивающих требуемые прочностные характеристики (на уровне сталей с пределом текучести 420-460 МПа) и высокие вязко-пластические свойства.

Таблица 4.7 – Механические свойства заготовок от листового проката из низколегированной стали после различных технологических режимов

| Состояние                            | R <sub>m</sub> *, МПа | R <sub>e</sub> * МПа | A <sub>5</sub> *, % | KV <sup>-60**</sup> , Дж |                      |
|--------------------------------------|-----------------------|----------------------|---------------------|--------------------------|----------------------|
|                                      |                       |                      |                     | поверхность              | середина по толщине  |
| ЗПН                                  | 687                   | 588                  | 20                  | 246-318 / 275            | 54-149 / 100         |
| <b>ЗПН+O<sub>620</sub> °С, 4часа</b> | <b>589</b>            | <b>515</b>           | <b>20</b>           | <b>291-293 / 292</b>     | <b>137-142 / 139</b> |
| <b>ЗПН+O<sub>640</sub> °С, 4часа</b> | <b>585</b>            | <b>506</b>           | <b>21,5</b>         | <b>291-300 / 295</b>     | <b>98-185 / 154</b>  |
| ЗПН+O <sub>660</sub> °С, 4часа       | 556                   | 483                  | 24                  | 291-303 / 297            | 67-198 / 146         |
| Закалка                              | 607                   | 508                  | 20                  | 246-318 / 275            | 72-152 / 107         |
| <b>З+O<sub>600</sub> °С, 4часа</b>   | <b>575</b>            | <b>484</b>           | <b>24</b>           | <b>315-324 / 321</b>     | <b>216-238 / 229</b> |
| З+O <sub>620</sub> °С, 4часа         | 506                   | 430                  | 28                  | 320-333 / 325            | 202-254 / 226        |
| З+O <sub>640</sub> °С, 4часа         | 495                   | 379                  | 27                  | 309-325 / 316            | 72-198 / 155         |
| <b>Требования</b>                    | <b>570-720</b>        | <b>Не менее 460</b>  | <b>Не менее 18</b>  | <b>Не менее 80</b>       |                      |

Примечание: \*средние значения по результатам испытаний 2 образцов  
 \*\* (мин-макс) / среднее значение по результатам испытаний 3 образцов

По результатам моделирования двухстадийной прокатки с последующей ЗПН+О и З+О в низколегированной судостроительной стали установлено:

1. При использовании традиционной закалки с отдельного нагрева наиболее однородная и дисперсная ферритно-бейнитная структура с близкими значениями твердости по Виккерсу 249...237 HV<sub>10</sub> после охлаждения со скоростями 30...5 °С/с, характерными для охлаждения различных слоев по сечению в промышленных условиях, формируется после закалки от температуры 920 °С. Повышение температуры закалки до 950 °С во всем рассматриваемом диапазоне скоростей охлаждения способствует формированию наиболее неоднородной преимущественно бейнитной структуры, отличающейся многообразием морфологических форм, что приводит к разбросу значений твердости по Виккерсу 274...233 HV<sub>10</sub>. Понижение температуры закалки до 900 °С приводит к увеличению доли феррита в структуре, обуславливая снижение значений твердости по Виккерсу 247...222 HV<sub>10</sub>.

2. После ЗПН от температуры 950 °С и охлаждения со скоростью 30 °С/с формируется бейнитно-мартенситная структура с пакетно-блочным строением, а при ее понижении до 5 °С/с – неоднородная структура бейнита, отличающегося многообразием морфологических форм, что приводит к разбросу значений твердости по Виккерсу в широких пределах 370...248 HV<sub>10</sub>. Понижение температуры до 850 °С приводит к увеличению дисперсности, но повышению степени неоднородности структуры как по морфологическим признакам, так и по фазовому составу. Наиболее однородная бейнитная структура с бейнитом гранулярного и реечного типа с минимальным разбросом значений твердости по Виккерсу 272...245 HV<sub>10</sub> во всем диапазоне скоростей охлаждения формируется после деформации на завершающей стадии прокатки при температуре на ~ 20-30 °С ниже температуры T<sub>sr</sub> с последующим охлаждением от температуры T<sub>sr</sub>-(40...50) °С.

3. В ферритно-бейнитных сталях после ЗПН формируется более грубая и крупнозернистая структура (средними РСЭ - 8,4 и 14,2 мкм при  $\theta_t=5$  и 15° соответственно), чем после закалки, средние РСЭ после которой – 4,3 и 6,5 мкм при  $\theta_t=5$  и 15° соответственно, что делает ее применение для данного класса сталей более перспективной при оптимальных режимах отпуска

при температуре 600-620 °С, обеспечивающего минимальный разброс значений твердости по Виккерсу в диапазоне скоростей охлаждения 30...5 °С/с – 7...11 HV<sub>10</sub>.

Однако после ЗПН последующий отпуск при температурах 620-640 °С, исключаящий развитие рекристаллизационных процессов в α-фазе РБ, способствует измельчению РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  на ~ 2 мкм, обуславливая минимальный разброс значений твердости по Виккерсу в диапазоне скоростей охлаждения 30...5 °С/с – 6...9 HV<sub>10</sub> и высокий комплекс прочностных и вязко-пластических свойств, что также позволяет использовать и данную технологию ЗПН+О для изготовления листов больших толщин из низколегированных хладостойких сталей при снижении затрат на их производство.

## ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4

На базе исследований роста зерна при нагреве, особенностей динамической и статической рекристаллизации и имитационного моделирования на пластометре «GLEEBLE 3800» определены температурно-деформационно-кинетические параметры технологических процессов (ТМО+УО, ЗПН, ЗПН+О, З+О), обеспечивающие формирование мелкодисперсной ферритно-бейнитной, бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры. В результате проведенных исследований предложены температурно-деформационные схемы прокатки по проходам и режимы ускоренного охлаждения для опытно-промышленного производства листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей, гарантирующие однородность и дисперсность конечной (превращенной) ферритно-бейнитной или мартенситно-бейнитной структуры, для опробования в промышленных условиях.

на базе исследований роста зерна при нагреве, особенностей динамической и статической рекристаллизации и имитационного моделирования на пластометре «GLEEBLE 3800» определены температурно-деформационно-кинетические параметры технологических процессов (ТМО+УО, горячей прокатки с последующей прямой закалкой, ЗПН+О, З+О), обеспечивающие формирование дисперсной структуры заданной морфологии.

1. На основании исследования роста зерна аустенита при нагреве с помощью вакуумного травления установлено следующее:

1.1. В низколегированных хладостойких судостроительных сталях формирование исходной аустенитной структуры со средним размером зерна не более 100 мкм достигается при нагреве до температур не более:

- 1180 °С при микролегировании Nb в количестве менее 0,02 %;
- 1200 °С при микролегировании Nb или V+Nb (при содержании Nb - 0,02-0,04 %);
- 1250 °С при микролегировании V+Nb+Ti (при содержании Nb - 0,02-0,04 %, Ti - до 0,02 %).

1.2. Для получения однородной мелкозернистой структуры аустенита по сечению толстолистового проката из экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей

более целесообразно микролегирование ниобием, сдерживающим рост зерен аустенита при нагреве под прокатку вплоть до температуры 1220 °С, и обеспечивающим торможение процессов динамической и метадинамической рекристаллизации, исключая их частичное протекание, а также предотвращение роста новых зерен после завершения первичной СР при промежуточном подстуживании по всему сечению крупномасштабных заготовок.

При этом следует ограничивать продолжительность выдержки в томительной зоне методической печи при заданных температурах нагрева - не более 1 часа.

2. На основании исследования кинетики рекристаллизации аустенита показано, что в низко- и экономнолегированных судостроительных сталях:

2.1. Для инициирования ДР требуется приложение высокой истинной однократной степени деформации ( $\sim 0,3$  при температуре деформации 1150°С и  $\sim 0,4$  при температуре деформации 1100 °С) вне зависимости от композиции легирования и микролегирования, что недостижимо в промышленных условиях.

2.2. Для обеспечения полноты протекания СР за время реализуемых в промышленности междеформационных пауз  $\sim 10-15$  с необходимо накопление суммарной деформации  $\sim 30$  % при температуре  $T_{sr}$ , что возможно в каждом 2-3 проходе с учетом незначительного снятия наклепа за счет статического возврата и частичной СР. При этом для низколегированных сталей, микролегированных ниобием или ниобием с ванадием, перспективно использование схемы деформации при температурах  $T_{sr}+50^{\circ}\text{C} \rightarrow T_{sr}$  при ограничении максимальных обжатий на последних проходах до 15 % для исключения наклепа аустенитной структуры в отдельных более крупных зернах. Для экономнолегированной стали, микролегированной ниобием, и низколегированной стали, дополнительно микролегированной титаном (V+Nb+Ti), применение более высоких температур (на  $\sim 50^{\circ}\text{C}$ ) по тому графику  $T_{sr}+50^{\circ}\text{C} \rightarrow T_{sr}$  позволяет избежать формирования наклепанных зерен даже при использовании деформационной схемы 10 $\rightarrow$ 20 %, более благоприятной с точки зрения максимального измельчения зерна аустенита за счет СР.

3. На базе моделирования процесса двухстадийной горячей прокатки с последующим ускоренным охлаждением на пластометре «GLEEBLE 3800» установлено влияние основных технологических параметров на однородность и дисперсность ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры (на примере разработанных низко- и экономнолегированной судостроительных сталей уровней прочности 355-390 и 690-750 разработанных составов, микролегированных ниобием в количестве 0,02-0,04 %):

**3.1. Температурный график и схема деформации по проходам на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки.**

3.1.1. В низколегированной стали формирование наиболее однородной ферритно-бейнитной структуры преимущественно гранулярного типа со средним размером зерен КПФ и кристаллитов ГБ -  $\sim 5$  мкм без наличия протяженных областей РБ обеспечивается при использовании на черновой стадии прокатки убывающего температурного графика  $T_{sr}+50^{\circ}\text{C} \rightarrow T_{sr}$  или того же графика, но с занижением температуры в последнем проходе до  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ . Повышение температурного диапазона проведения черновой стадии прокатки с окончанием

выше  $T_{sr}$  (вне зависимости от температурного графика) приводит к разнотерности КПФ, а его снижение – к увеличению доли и протяженности областей РБ.

3.1.2. В экономнолегированной стали проведение деформации на черновой стадии согласно графику  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C})\rightarrow T_{sr}$  при схеме обжатий 10→20 % способствует формированию однородной бейнитно-мартенситной структуры со средним размером БАЗ ~ 18-20 мкм, представляющей смесь РМ и РБ при ограниченной доле ГБ – не более 10 %. Повышение температурного интервала проведения черновой стадии прокатки с окончанием выше  $T_{sr}$  обеспечивает формирование близкой структуры при отсутствии ГБ, однако в промышленных условиях применение таких режимов нецелесообразно в связи с увеличением вероятности развития собирательной рекристаллизации в центральных слоях при прокатке листов больших толщин. Снижение температуры деформации до пороговой температуры  $T_{sr}$  и ниже приводит к появлению протяженных областей РБ в пределах границ крупных наклепанных зерен аустенита и увеличению количества ГБ до 20 % и более.

3.1.3. При этом деформацию на черновой стадии прокатки с необходимо проводить по возрастающей схеме обжатий (10→15 % для низколегированных сталей и 10→20 % для экономнолегированных сталей) с накоплением движущей силы для полного завершения СР в условиях убывающего температурного графика.

3.2. **Соотношение суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях.** Формирование мелкодисперсной ферритно-бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры, однородной как по размерам, так и по морфологическим признакам структурных составляющих, достигается при определенном соотношении интегральных деформаций на высокотемпературной и завершающей стадии прокатки  $\varepsilon_{1\Sigma}/\varepsilon_{2\Sigma}$  - 70/30 %, обеспечивающем наиболее благоприятное сочетание механизмов измельчения зерна аустенита за счет многократной статической рекристаллизации и создания развитой субструктуры в аустените.

3.3. **Температурный график и схема деформации по проходам на завершающей (чистой) стадии прокатки.**

3.3.1. В низколегированной стали формирование однородной ферритно-бейнитной структуры, представляющей собой преимущественно смесь ГБ и КПФ, со средним РСЭ – 3,2-3,9 мкм при  $\theta_1=5^{\circ}$  достигается при использовании на завершающей стадии прокатки двух температурных графиков – убывающего в диапазоне температур  $(A_{r3}+70^{\circ}\text{C})\rightarrow(A_{r3}+20^{\circ}\text{C})$  или при постоянной температуре ~  $(A_{r3}+30^{\circ}\text{C})$ . Данные температурные графики, задаваемые для поверхности листового проката, выбраны с учетом неоднородности распределения температуры по сечению при прокатке толстолистового проката таким образом, чтобы в центральных слоях, температура которых на ~ 40-60 °С выше, чем в поверхностных слоях, также обеспечивалось формирование однородной ферритно-бейнитной структуры при отсутствии крупных областей РБ. Повышение температурного интервала проведения чистой стадии прокатки с окончанием при температурах  $(A_{r3}+50^{\circ}\text{C})$  и выше, вне зависимости от температурного графика по проходам (убывающего, возрастающего или изотермического), приводит к разнотерности ферритно-бейнитной структуры (размер зерен КПФ и кристаллитов  $\alpha$ -фазы ГБ варьируется от 1 до 33 мкм), а также к увеличению протяженности и доли областей РБ до ~ 12...22 %. Понижение



температуры деформации с окончанием или началом завершающей стадии прокатки вблизи критической точки  $A_{r3}$  способствует появлению наряду с дисперсным КПФ и ГБ крупных областей РБ размером более 100 мкм. Дальнейшее снижение температуры деформации в межкритический интервал обуславливает развитие неоднородности ферритно-бейнитной структуры с формированием областей РБ протяженностью до  $\sim 170$  мкм.

При этом изменение схемы обжатий по проходам также оказывает существенное влияние на структуру, обуславливая различную степень наклепа аустенита непосредственно перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. Деформация с постоянной степенью 10 % за проход приводит к разнотерности КПФ и кристаллитов ГБ (их размер варьируется от 2 до 20 мкм) и некоторому укрупнению среднего РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  до  $\sim 5$  мкм. Использование убывающей схемы обжатий с началом при степенях деформации более 15 % (18 $\rightarrow$ 10 %) обуславливает наряду с разнотерностью зерен КПФ и кристаллитов ГБ увеличение количества (до  $\sim 15$ -18 %) крупных областей РБ размером до  $\sim 65$  мкм, при этом средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  увеличивается до 6 мкм, а максимальный РСЭ до 19 мкм. Изменение схемы деформации по проходам с убывающей на возрастающую при обжатиях в диапазоне 10 $\rightarrow$ 15 % способствует наклепу аустенитных зерен, вследствие чего происходит рост областей РБ до 100 мкм, а при повышении степени деформации в последних проходах свыше 15 % (10 $\rightarrow$ 18 %) - их протяженность достигает 260 мкм, средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  возрастает до 6,7 мкм. При этом высокая доля МУГ (более 40 %), большая часть из которых имеет разориентировки 2-5 $^\circ$  (более 30 % от общей протяженности границ), при использовании на завершающей стадии прокатки схем деформации с обжатиями более 15 % за проход подтверждает увеличение доли РБ. Формирование наиболее дисперсной ферритно-бейнитной структуры гранулярного типа обеспечивается при использовании убывающей схемы обжатий 15 $\rightarrow$ 10 %, способствующей формированию развитой субзеренной дислокационной структуры в аустените, на что косвенно указывает формирование конечной (превращенной) структуры с развитой субструктурой (доля МУГ с углами разориентировки 5-15 $^\circ$  -  $\sim 18$ -20 %).

3.3.2. В экономнолегированной стали формирование однородной бейнитно-мартенситной структуры со средним размером БАЗ  $\sim 18$ -20 мкм и средним РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  - 4,0-5,2 мкм при максимальном – не более 13 мкм достигается при использовании на завершающей стадии прокатки двух температурных графиков – убывающего в диапазоне температур ( $T_{sr}-50^\circ\text{C}$ ) $\rightarrow$ ( $T_{sr}-80^\circ\text{C}$ ) или при постоянной температуре  $\sim (T_{sr}-70^\circ\text{C})$  при убывающей схеме обжатий по проходам 15 $\rightarrow$ 10 %. Расширение температурного диапазона проведения деформации на чистовой стадии прокатки от 30 до 50 $^\circ\text{C}$  в область более низкой температуры ( $T_{sr}-50^\circ\text{C}$ )...( $T_{sr}-100^\circ\text{C}$ ) при использовании как убывающего, так и возрастающего температурного графика приводит к формированию наряду с дисперсными пакетами РМ и РБ вытянутых областей РБ протяженностью до  $\sim 65$ -95 мкм, а также областей со сложноигольчатым строением  $\alpha$ -фазы и массивного ГБ. Дальнейшее увеличение степени наклепа аустенитных зерен при понижении температуры деформации на завершающей стадии прокатки до ( $T_{sr}-80^\circ\text{C}$ )...( $T_{sr}-130^\circ\text{C}$ ) и ниже, вне зависимости от выбранного температурного графика по проходам (убывающего, возрастающего или изотермического), обуславливает формирование бейнитно-мартенситной структуры с более выраженными следами ориентированного бейнитного превращения

(протяженность областей РБ увеличивается вплоть до 250 мкм) при повышении доли ГБ до 50% и более.

Изменение схемы деформации относительно оптимальной 15→10 % также оказывает неблагоприятное влияние на размер и морфологию структурных составляющих. Деформация с постоянной степенью 10 % за проход приводит к формированию областей РБ с «грубым» игольчатым строением размером до ~ 65 мкм при увеличении среднего РСЭ при  $\theta_t = 5^\circ$  до ~ 6-6,5 мкм. Повышение степени обжатий до 16-20 % в начале чистовой стадии прокатки при сохранении убывающей схемы деформации также приводит к росту областей РБ при увеличении среднего РСЭ при  $\theta_t = 5^\circ$  до 8,4 мкм. Изменение схемы деформации по проходам с убывающей на возрастающую при обжатиях в диапазоне 10→15 % способствует наклепу крупных аустенитных зерен, в результате чего наблюдается увеличение доли областей РБ размером ~ 40-75 мкм, появляется массивный ГБ с размером кристаллитов до ~ 45 мкм при увеличении доли ГБ до ~ 20-25 %, а при повышении степени деформации в последних проходах свыше 15 % - протяженность областей РБ достигает 100 мкм и более при увеличении среднего РСЭ при  $\theta_t = 5^\circ$  до 9,7 мкм. При этом количество БУГ с разориентировками более  $50^\circ$  уменьшается до ~ 35 %, не соответствуя разработанным требованиям – не менее 40 %.

Следует отметить, что использование на завершающей (чистовой) стадии прокатки оптимального убывающего температурного графика как для низколегированных, так и экономнолегированных сталей целесообразно для изготовления листового проката толщиной до 35 мм, а изотермического - для листов больших толщин. Видимо, данные температурные графики в совокупности с убывающей схемой деформации по проходам 15→10 %, позволяющей исключить наклеп крупных аустенитных зерен, способствуют наиболее равномерному распределению дефектов кристаллического строения и формированию развитой субзеренной структуры во всем объеме аустенита перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением.

**3.4. Температура окончания и скорость ускоренного охлаждения.** Установлено, что после проведения двухстадийной деформации по вышеуказанным режимам, обеспечивающим максимальное измельчение зеренной и субзеренной структуры аустенита, при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в диапазоне промышленных скоростей охлаждения от 3-5 до 25-30 °C/с, характерных для охлаждения различных слоев по сечению толстолистового проката, формируется близкая по морфологическим признакам ферритно-бейнитная или бейнитно-мартенситная структура в зависимости от легирования. Показано, что в низколегированной стали разработанные схемы деформации способствуют формированию дисперсной ферритно-бейнитной структуры после охлаждения в широком диапазоне температур окончания ускоренного охлаждения – в пределах нижней и средней части бейнитного интервала (от 425 до 500 °C), что позволяет минимизировать воздействие градиента распределения температуры по сечению листов больших толщин путем контролируемого снижения задаваемой температуры на их поверхности.

4. На основании моделирования процесса двухстадийной горячей прокатки с последующей термической обработкой (ЗПН+О и З+О) на пластометре «GLEEBLE 3800» в низколегированной судостроительной стали установлено следующее:

4.1. При использовании традиционной закалки с отдельного нагрева наиболее однородная и дисперсная ферритно-бейнитная структура с близкими значениями твердости по Виккерсу 249...237 HV<sub>10</sub> после охлаждения со скоростями 30...5 °C/c формируется после закалки от температуры 920 °C. После ЗПН дисперсная бейнитная структура с бейнитом гранулярного и речного типа с минимальным разбросом значений твердости по Виккерсу 272...245 HV<sub>10</sub> во всем диапазоне промышленных скоростей охлаждения формируется после деформации на завершающей стадии прокатки при температуре на ~ 20...30 °C ниже температуры T<sub>sr</sub> с последующим охлаждением от температуры ~ (T<sub>sr</sub>-(40...50)°C).

4.2. В закаленном состоянии при использовании технологии закалки с прокатного нагрева по сравнению с традиционной закалкой формируется более крупнозернистая бейнитная структура (средний размер элементов структуры при  $\theta_r=5^\circ$  после ЗПН составляет 8,4 мкм против 4,3 мкм после закалки с отдельного нагрева). Однако после ЗПН последующий отпуск при температурах 620-640 °C, исключая развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе РБ, способствует измельчению структурных элементов при  $\theta_r=5^\circ$  на ~ 2 мкм, обуславливая минимальный разброс значений твердости по Виккерсу в диапазоне скоростей охлаждения 30...5 °C/c – 6...9 HV<sub>10</sub> и высокий комплекс прочностных и вязко-пластических свойств. Это дает возможность использовать данную технологию ЗПН+О для изготовления листового проката больших толщин из низколегированных хладостойких сталей в качестве приоритетной вследствие снижения затрат на его производство.

## Глава 5. РАЗРАБОТКА ПРОМЫШЛЕННЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ТОЛЩИНОЙ ДО 100 ММ ИЗ ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ УРОВНЕЙ ПРОЧНОСТИ 355-460 ДЛЯ АРКТИКИ

При изготовлении листового проката с гарантированным пределом текучести 315 толщиной до 70 мм, 355-390 МПа (толщиной до 100 мм) и 420-460 МПа (толщиной до 60 мм) из хладостойких судостроительных сталей используется технология термомеханической обработки с ускоренным охлаждением (ТМО+УО). Важной особенностью термомеханической обработки является наследование дислокационной субструктуры аустенита, созданной в процессе многостадийной горячей пластической деформации в высоко- и среднетемпературной области, при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в процессе ускоренного охлаждения. При этом следует учитывать, что использование технологии ТМО+УО неизбежно приводит к неравномерности распределения температурно-деформационно-скоростных параметров по сечению крупномасштабных промежуточных заготовок [217; 259-262], как следствие, формированию структурной неоднородности, особенно при увеличении толщины листового проката. В результате различные параметры структуры (в том числе, доля структурных составляющих, их размерные характеристики, кристаллогеометрические параметры, в частности, степень искаженности кристаллической решетки (GAM)), при продвижении от поверхностных слоев к середине по толщине листового проката могут отличаться в 2...5 раз.

В связи с этим **целью работы в Главе 5** является разработка промышленных режимов температурно-деформационных схем прокатки и режимов ускоренного охлаждения (ТМО+УО) для производства листового проката толщиной до 100 мм, позволяющих минимизировать влияние неравномерности распределения температурно-деформационно-кинетических параметров по сечению крупномасштабных заготовок на структурообразующие процессы (СР, собирательную рекристаллизацию, фазовые превращения) и контролировать степень наклепа аустенитных зерен непосредственно перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. При этом технологические воздействия должны быть направлены на выполнение разработанных в п. 3.1 требований к структуре листового проката из низколегированных хладостойких судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью при низких температурах в части снижения анизотропии ферритно-бейнитной структуры, обеспечения требуемого соотношения структурных составляющих, РСЭ при  $\theta_f=5^\circ$  и относительной протяженности МУГ, а также допустимой степени неоднородности структуры по всему сечению листового проката.

Системные исследования, направленные на создание технологий производства листового проката из низколегированных хладостойких судостроительных сталей для Арктики, в том числе с индексом «Arc», позволили установить, что для формирования заданной ферритно-бейнитной структуры, параметры которой незначительно различались бы на поверхности, четверти и в середине по сечению листового проката больших толщин, для

обеспечения гарантированных характеристик работоспособности использования «классических» технологических подходов недостаточно.

Для проведения настоящих исследований выбраны разработанные низкоуглеродистые низколегированные судостроительные стали уровней прочности 355-460 четырех химических составов, представленных в Таблице 5.1.

Таблица 5.1 - Содержание основных легирующих и микролегирующих элементов в разработанных низколегированных судостроительных сталях

| Условный номер состава | C      | Mn            | Ni+ Cu | Cr + Mo | Nb   | V    | C <sub>ЭКВ</sub> |
|------------------------|--------|---------------|--------|---------|------|------|------------------|
|                        | масс.% |               |        |         |      |      |                  |
| 1                      | 0,05   | 1,15-         | 0,59   | -       | 0,03 | -    | 0,29             |
| 2                      | 0,06   | 1,20          | 0,44   | 0,07    | 0,03 | -    | 0,30             |
| 3                      | 0,07   | 1,35-<br>1,40 | 0,67   | 0,16    | 0,03 | 0,02 | 0,36             |

### **5.1. Исследование неоднородности структуры и механических свойств по сечению листового проката толщиной до 100 мм из низколегированной судостроительной стали, изготовленного при использовании «классических» подходов ТМО+УО**

К «классическим» технологическим подходам ТМО+УО, предложенным в более ранних работах [86-88] для «базовых» судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести 355-460 МПа категорий D, E и F толщиной 25-70 мм, обеспечивающим формирование квазиоднородной ферритно-бейнитной структуры, относятся:

- регламентация температуры и времени нагрева под прокатку, исключающем существенный рост исходного аустенитного зерна;

- деформация на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки при температуре не ниже 950 °С с обжатиями не менее 10-12 % за проход (что зачастую нарушается и не подвергается особому контролю в промышленных условиях при отсутствии жестко регламентируемых температурно-деформационных схем по проходам);

- распределение суммарной деформации на высокотемпературной (черновой) и завершающей (чистовой) стадиях прокатки в соотношении 60/40 %;

- деформация по убывающему температурному графику в заданном диапазоне (при температурах вблизи критической точки  $A_{T3}$  на чистовой стадии прокатки с максимальными обжатиями (вплоть до 18 % за проход);

- нормирование температурного диапазона ускоренного охлаждения в установке контролируемого охлаждения (при этом рекомендованная температура окончания ускоренного охлаждения соответствовала верхней и средней части бейнитного интервала в зависимости от толщины листового проката).

Согласно вышеописанным подходам из непрерывнолитых слябов толщиной 315 мм КП

из разработанной низколегированной стали состава № 3 были изготовлены три листовых проката уровня прочности 420 различной толщины – 25, 50 и 100 мм с. В Таблице 5.2 представлены основные фактические параметры ТМО+УО исследованных листов из низколегированной стали состава № 3.

Таблица 5.2 – Температурно-деформационные параметры прокатки и ускоренного охлаждения исследованных листовых прокатов толщиной до 100 мм

| Условный номер листа | Толщина листа, мм | $T_n, ^\circ\text{C}$ | $T_{k1}, ^\circ\text{C}$ | $\varepsilon_1, \%$ | $T_{k2}, ^\circ\text{C}$       | $\varepsilon_2, \%$ | $T_{kyo}, ^\circ\text{C}$  |
|----------------------|-------------------|-----------------------|--------------------------|---------------------|--------------------------------|---------------------|----------------------------|
| 5/25-1               | 25                | 1200                  | $\geq 950$               | 13→22               | $\sim A_{r3}+10^\circ\text{C}$ | 18→10               | $A_{r3}-150^\circ\text{C}$ |
| 5/50-1               | 50                |                       |                          | 13→21               |                                | 13→10               | $A_{r3}-250^\circ\text{C}$ |
| 5/100-1              | 100               |                       |                          | 11→16               | $\sim A_{r3}-10^\circ\text{C}$ | 12→4                |                            |

Примечание:  $T_n$ -температура нагрева под прокатку,  $T_{k1}$  и  $\varepsilon_1$ -температура окончания и схема деформации на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки,  $T_{k2}$  и  $\varepsilon_2$ -температура окончания и схема деформации на завершающей (чистовой) стадии прокатки,  $T_{kyo}$  – температура окончания ускоренного охлаждения.

При увеличении толщины листового проката становится труднее обеспечить равномерность и полноту протекания основных структурообразующих процессов в поверхностных и центральных слоях. Для листового проката толщиной 50-60 мм разница температуры на поверхности и в середине по толщине составляет 60-70 °С, а для листов толщиной 70-100 мм может достигать 100-150 °С [217], что в совокупности со снижением интенсивности горячей пластической деформации и градиентом распределения температурно-скоростных условий при последующем ускоренном охлаждении приводит к формированию ближе к центральной части анизотропной ферритно-бейнитной структуры с протяженными областями РБ, сформированными в пределах границ наиболее крупных деформированных БАЗ, и ферритной «оторочкой» по их границам. Данные технологические особенности при прокатке и охлаждении листового проката различной толщины неизбежно приводят к появлению различной степени развития структурной неоднородности при увеличении толщины листового проката, и, как следствие, к анизотропии механических свойств и снижению характеристик работоспособности при низких температурах.

Согласно требованиям ГОСТ Р 52927 «сдаточные» испытания листового проката из низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 420 МПа включают виды, характеризующие качество металла по его толщине, в том числе излом на полнотолщинных пробах с определением количества вязкой составляющей (% В), испытание на растяжение в направлении толщины ( $Z_z$ ). При этом прочностные характеристики для толстолистового проката по ГОСТ Р 52927 (равно как и в основном зарубежном стандарте на поставку хладостойких сталей для арктических конструкций - EN 10225) допускается только для одного положения образцов - на цилиндрических образцах с осью на расстоянии  $\frac{1}{4}$  от поверхности листа поперек проката. Работа удара при низких температурах испытаний для листового проката толщиной более 40 мм контролируется в двух местах по толщине (вблизи поверхности и в середине по толщине). В Таблицах 5.3 и 5.4 представлены результаты «сдаточных» испытаний для исследованных листовых прокатов толщиной 25, 50 и 100 мм.



Таблица 5.3 – Прочностные и пластические свойства исследованных листовых прокатов

| Толщина листа, мм              | R <sub>e</sub> , МПа | R <sub>m</sub> , МПа | A <sub>5</sub> , % | Z <sub>z</sub> , % | % В                |
|--------------------------------|----------------------|----------------------|--------------------|--------------------|--------------------|
| 25                             | 490                  | 590                  | 22                 | 84, 85, 84         | 97                 |
| 50                             | 465                  | 580                  | 21                 | 77, 75, 77         | 92                 |
| 100                            | 446                  | 560                  | 26                 | 76, 74, 74         | 95                 |
| <b>Требования ГОСТ Р 52927</b> | <b>Не менее 420</b>  | <b>530-680</b>       | <b>Не менее 18</b> | <b>Не менее 35</b> | <b>Не менее 90</b> |

Таблица 5.4 – Значения работы удара и работы удара после механического старения исследованных листовых прокатов

| Толщина листового проката, мм  | KV <sup>-60</sup> , Дж |                         | KVA <sup>-60</sup> , Дж |                         |
|--------------------------------|------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|
|                                | Поверхность (П)        | Середина по толщине (С) | Поверхность (П)         | Середина по толщине (С) |
| 25                             | 300, 360, 326          | -                       | 270, 275, 302           | -                       |
| 50                             | 273, 267, 230          | 260, 271, 226           | 231, 201, 207           | 177, 171, 213           |
| 100*                           | 321, 303, 261          | 273, 240, 288           | 336, 324, 324           | 300, 210, 216           |
| <b>Требования ГОСТ Р 52927</b> | <b>Не менее 80</b>     |                         |                         |                         |

Примечание: \*Испытания на ударный изгиб и ударный изгиб после механического старения для листового проката толщиной 100 мм проводились при температуре минус 40 °С.

Прочностные характеристики для листового проката №№ 5/25-1 и 5/50-1 толщиной 25-50 мм соответствуют предъявляемым требованиям к низколегированным сталям уровней прочности 420-460. Для листа № 5/100-1 толщиной 100 мм значения прочностных свойств несколько ниже, соответствуя только уровню прочности 420. Значения A<sub>5</sub> составляют 21-26 %, Z<sub>z</sub> - не ниже 74 %, Таблица 5.3. Значения KV и KVA при температуре испытаний минус 60 °С существенно превышают требования как для образцов, вырезанных вблизи поверхности, так и из середины по толщине листового проката толщиной 25 и 50 мм (не менее 170 Дж). Для листового проката толщиной 100 мм обеспечен высокий уровень значений KV и KVA при температуре испытаний минус 40 °С (не менее 210 Дж), Таблица 5.4. Количество вязкой составляющей в изломах полнотолщинных проб после испытаний при комнатной температуре составляет 92-97 %, однако наблюдаются многочисленные расщепления, что указывает на недостаточную однородность структуры по сечению листового проката, изготовленного при использовании «традиционных» приемов ТМО [285].

**Исследование структуры по сечению листового проката.** Проведенные детальные исследования структуры листовых прокатов по их толщине (вблизи поверхности, в четверти и в середине по толщине) указали на различную степень структурной неоднородности как по размерам структурных составляющих, так и по их морфологическим параметрам.

В листовом прокате № 5/25-1 толщиной 25 мм сформирована дисперсная ферритно-бейнитная структура с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии. Однако вблизи поверхности и в четверти по толщине листа, Рисунок 5.1 а, б, наблюдаются единичные достаточно узкие (шириной не более 15-20 мкм), вытянутые в направлении прокатки области РВ со средней протяженностью ~ 100 мкм, образовавшиеся в пределах крупных деформированных аустенитных зерен под действием значительной пластической деформации на черновой (по

возрастающей схеме 13→22 %) и чистовой (с обжатиями в первых проходах более 15 %) стадиях прокатки. КПФ характеризуется иррегулярными границами, значительная часть зерен которого подверглась наклепу за счет деформации на чистовой стадии вблизи критической точки  $A_{r3}$ . Размер ферритных зерен варьируется от 2 до 12 мкм. В середине по сечению листа толщиной 25 мм наблюдается укрупнение областей РБ (средняя протяженность таких областей составляет ~ 210 мкм, а их средний размер - ~ 60 мкм), Рисунок 5.1 в, что подтверждает неравномерность протекания рекристаллизационных процессов аустенита на высокотемпературной стадии прокатки и при промежуточном подстуживании в различных слоях по толщине листа. При этом доля областей РБ не превышает 16 % по всей толщине листа.

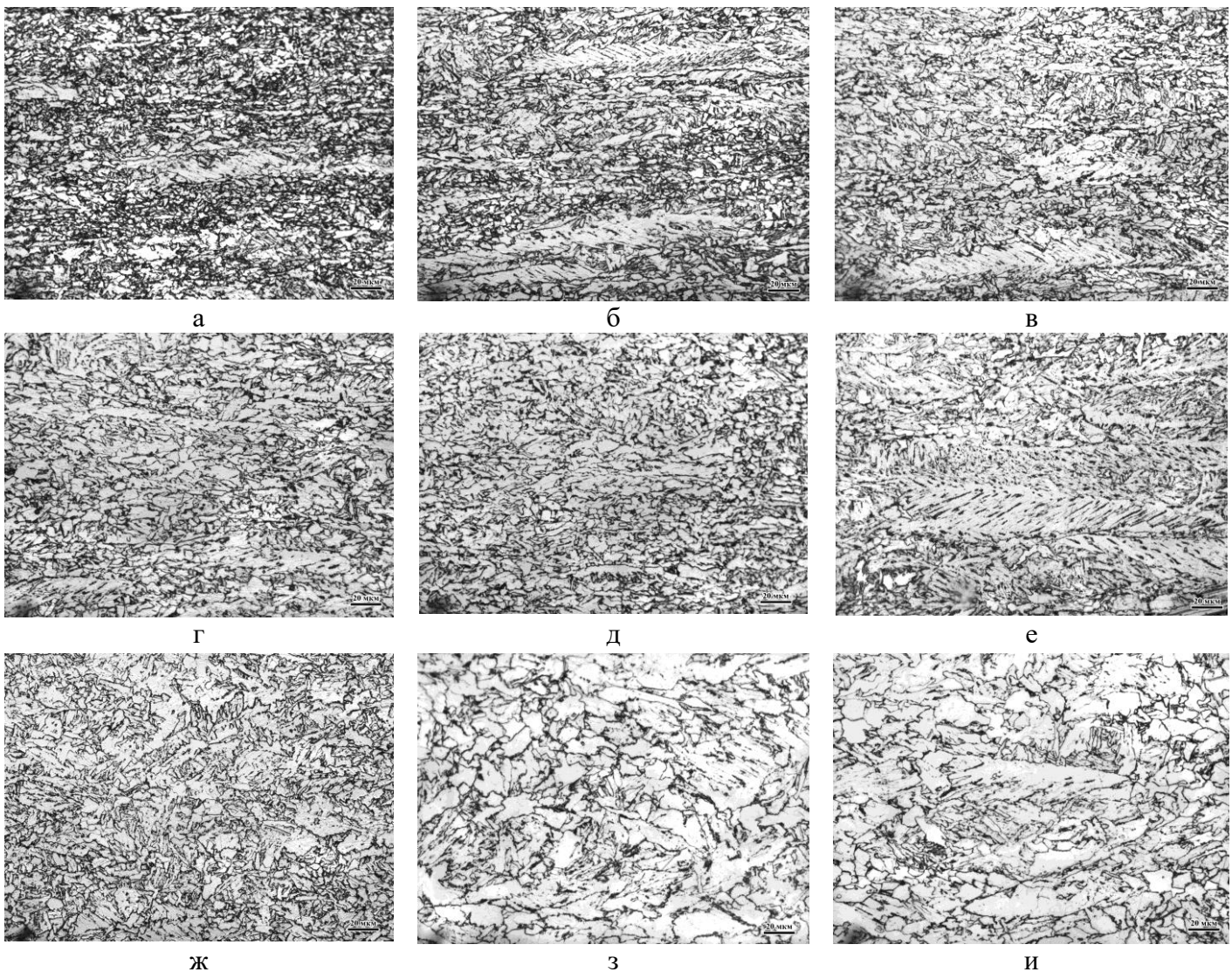


Рисунок 5.1 - Структура вблизи поверхности (а, г, ж), в четверти (б, д, з) и в середине (в, е, и) по сечению исследованных листовых прокатов из низколегированной стали уровня прочности 420 толщиной 25 мм (а-в), 50 мм (г-е) и 100 мм (ж-и) [285]

В листовом прокате № 5/50-1 толщиной 50 мм также формируется ферритно-бейнитная структура с КПФ и бейнитом различной морфологии. В приповерхностных слоях и в четверти по его толщине, Рисунок 5.1 г, д, содержание РБ составляет не более 12 %. По мере продвижения к центральной части доля таких областей увеличивается до ~ 22 %, Рисунок 5.1 е.

Кроме того, по сравнению с листовым прокатом толщиной 25 мм в середине по сечению листа толщиной 50 мм наблюдается увеличение среднего размера областей РБ до ~ 100 мкм за счет роста их ширины до 35-45 мкм (при снижении интенсивности пластической деформации) при сохранении их средней протяженности ~ 200 мкм. Максимальный размер ферритных зерен в листе толщиной 50 мм достигает 23 мкм, Рисунок 5.1 е. Наблюдаются отдельные более крупные области бейнита, в которых нарушен реечный характер структуры, образовавшиеся вследствие протекания процесса «самоотпуска» в  $\alpha$ -фазе бейнита в условиях замедленного охлаждения в бейнитном интервале при более высокой температуре окончания ускоренного охлаждения в центральных слоях [285].

При увеличении толщины листового проката до 100 мм интенсивность пластической деформации при переходе от поверхностных слоев к центральным существенно образом снижается, а градиент температуры как при прокатке, так и при охлаждении возрастает. Поэтому в середине по сечению листа такой толщины формирование аустенитной структуры на высокотемпературной стадии происходит в условиях более неравномерного протекания статической и собирательной рекристаллизации. При этом создание развитой субзеренной структуры в аустените недостижимо из-за незначительной степени деформации, а измельчение зерна при последующем фазовом превращении за счет применения интенсивного ускоренного охлаждения не происходит вследствие снижения скорости охлаждения до 3-5 °С/с при одновременном повышении температуры на 100-150 °С относительно температуры поверхности. В условиях данной неоднородности распределения температурно-деформационно-скоростных параметров возрастает и структурная неоднородность.

Структура листового проката № 5/100-1 толщиной 100 мм отличается значительной разнотекстурностью по его сечению. В поверхностных слоях она представляет собой преимущественно ГБ, Рисунок 5.1 ж. Доля РБ составляет 8-14 %, а КПФ не превышает 15 %. В четверти и середине по толщине содержание КПФ достигает 35-45 %, размер ферритных зерен варьируется от 3 до 30 мкм, Рисунок 5.1 з, и. Содержание РБ увеличивается до ~ 25-27 %, однако средний размер его областей (~ 50 мкм) и их средняя протяженность (~ 120-130 мкм) уменьшается по сравнению с листами толщиной 25 и 50 мм, Рисунок 5.1 з, и. При этом растет доля крупных областей  $\alpha$ -фазы РБ, в которых прошли начальные стадии рекристаллизации по типу «in-situ» за счет процесса «самоотпуска». Данные области характеризуются отсутствием признаков явно выраженного реечного строения и субзеренной структуры [285], Рисунок 5.1 и.

Такие различия в структуре листов различных толщин, изготовленных по «традиционным» режимам ТМО+УО, не могут не привести к анизотропии механических свойств по сечению листового проката. В связи с этим были проведены дополнительные испытания на растяжение и ударный изгиб на образцах, вырезанных из различных мест по сечению листового проката (вблизи обеих поверхностей - П1 и П2, с осью по двум четвертям - Ч1 и Ч2 и в середине - С по толщине). Однако следует отметить, что сформированная структура позволила обеспечить требуемые по ГОСТ Р 52927 свойства в объеме «сдаточных» испытаний на заявленную категорию: F – для листовых прокатов толщиной 25 и 50 мм, E – для листового проката толщиной 100 мм, что не является достаточным для гарантированного отсутствия

хрупких разрушений при температуре эксплуатации минус 40 °С и ниже и ограничивает область их применения в сложных арктических условиях. При сертификационных испытаниях результаты испытаний на ударный изгиб и ударный изгиб после механического старения должны соответствовать предъявляемым требованиям (не менее 80 Дж) при температуре на 20°С ниже, чем предусмотрено заявляемой категорией E и F, то есть минус 60 °С и минус 80 °С соответственно [285].

**Исследование прочностных и вязко-пластических свойств по сечению листового проката и фрактографический анализ поверхности разрушения ударных образцов после испытаний при низких температурах.** В Таблице 5.5 представлены результаты определения механических свойств исследованных листовых прокатов по толщине (от 2-х поверхностей – П1 и П2, с осью по ¼ (Ч1 и Ч2) и ½ (С) толщины листов).

Таблица 5.5 – Механические свойства на растяжение и ударный изгиб по сечению исследованных листовых прокатов толщиной 25-100 мм [285]

| Толщина листа, мм  | Место вырезки образца | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_b$ , МПа | A <sub>5</sub> , % | KV, Дж                    |           |                 |
|--|-----------------------|----------------------|------------------|--------------------|---------------------------|-----------|-----------------|
|  |                       |                      |                  |                    | Температура испытаний, °С |           |                 |
|  |                       |                      |                  |                    | -40                       | -60       | -80             |
| 25   | П1                    | 508                  | 605              | 25,1               | >300                      | 294       | 229             |
|  | С                     | 506                  | 615              | 22,6               | >300                      | >300      | <b>53</b> , 216 |
|  | П2                    | 515                  | 605              | 25,1               | >300                      | >300      | 243             |
| 50   | П1                    | 488                  | 575              | 24,6               | >300                      | >300      | 207             |
|  | Ч1                    | 458                  | 569              | 24,1               | >300                      | 226       | 171             |
|  | С                     | 457                  | 568              | 23,8               | >300                      | 300       | <b>17</b> , 261 |
|  | Ч2                    | 455                  | 564              | 24,9               | >300                      | 288       | 277             |
|  | П2                    | 480                  | 573              | 26,8               | >300                      | 263       | 193             |
| 100  | П1                    | 467                  | 568              | 25,4               | 270                       | 298       | -               |
|  | Ч1                    | 432                  | 544              | 26,4               | 225                       | <b>5</b>  | -               |
|  | С                     | <b>409</b>           | 535              | 27,8               | >300                      | <b>15</b> | -               |
|  | Ч2                    | 421                  | 538              | 29,2               | 185                       | <b>30</b> | -               |
|  | П2                    | 456                  | 563              | 26,4               | 230                       | 198       | -               |
| <b>Требования ГОСТ 52927</b>   |                       | <b>Не менее 420</b>  | <b>530-680</b>   | <b>Не менее 18</b> | <b>Не менее 80</b>        |           |                 |
| Примечание: Указанные прочностные и пластические характеристики соответствуют средним значениям по результатам испытаний на растяжение 2-х образцов. |                       |                      |                  |                    |                           |           |                 |

Изменение прочностных свойств по толщине листового проката 25 мм незначительно и составляет ~ 10 МПа. Для листового проката толщиной 50 мм данная разница по толщине увеличивается: по значениям предела текучести до 30-33 МПа, связанная с ростом доли КПФ и областей РБ, а также с ростом среднего размера структурных составляющих. Дальнейшее развитие степени неоднородности и разнотекучести ферритно-бейнитной структуры при увеличении толщины листового проката до 100 мм привело к еще более значительному снижению прочностных характеристик для образцов, вырезанных из середины по толщине листа по отношению к образцам от поверхности: разница значений по пределу текучести составляет 58 МПа, а по временному сопротивлению - 32 МПа. При этом среднее значение предела текучести в середине по толщине листа 100 мм ниже предъявляемых требований к

стали уровня прочности 420, Таблица 5.5. Результаты испытаний на ударный изгиб указали на снижение значений работы удара для листового проката толщиной 25 и 50 мм на образцах, вырезанных из середины по толщине при температуре минус 80 °С. Для листового проката толщиной 100 мм значения работы удара 5-30 Дж получены при более высокой температуре испытаний – уже при минус 60 °С, как на образцах из четверти, так и из середины по его толщине [285].

Анализ результатов испытаний на ударный изгиб на образцах, Таблица 5.5, вырезанных из различных мест по сечению листов различных толщин, во взаимосвязи с особенностями поверхности их разрушения показал следующее.

В изломе ударного образца, вырезанного от поверхности листового проката № 25-1 толщиной 25 мм, в области зарождения магистральной трещины под надрезом (~ 700 мкм) наблюдается вязкое (чашечное) внутризеренное разрушение по типу образования и слияния микропор. В области распространения магистральной трещины выявлено смешанное внутризеренное разрушение: вязкое (чашечное), микро- и квазискол с участками вязкого зернограницного разрушения, Рисунок 5.2 а, что и позволило обеспечить высокие значения работы удара при температуре минус 80 °С на образцах от поверхности – 229...243 Дж. Трещины расщепления на поверхности излома обусловлены наличием протяженных границ крупных БАЗ, в пределах которых сформированы области РБ, ориентированные в направлении прокатки, длиной не более 100 мкм, Рисунок 5.2 б. В изломе ударного образца, вырезанного из середины по сечению листа толщиной 25 мм, в области зарождения магистральной трещины под надрезом (~ 600 мкм) наблюдается ступенчатый макрорельеф с вырожденным вязким (чашечным) внутризеренным разрушением по типу образования и слияния микропор. В области распространения магистральной трещины наблюдаются площадки скола размером до 120-150 мкм, ориентированные в направлении прокатки, и квазискола с незначительными участками вязкого зернограницного разрушения, Рисунок 5.2 в, что и привело к снижению работы удара до 53 Дж. При этом протяженность трещин расщепления в изломе ударного образца от середины по сечению листа возрастает по сравнению с образцом от поверхности [285].

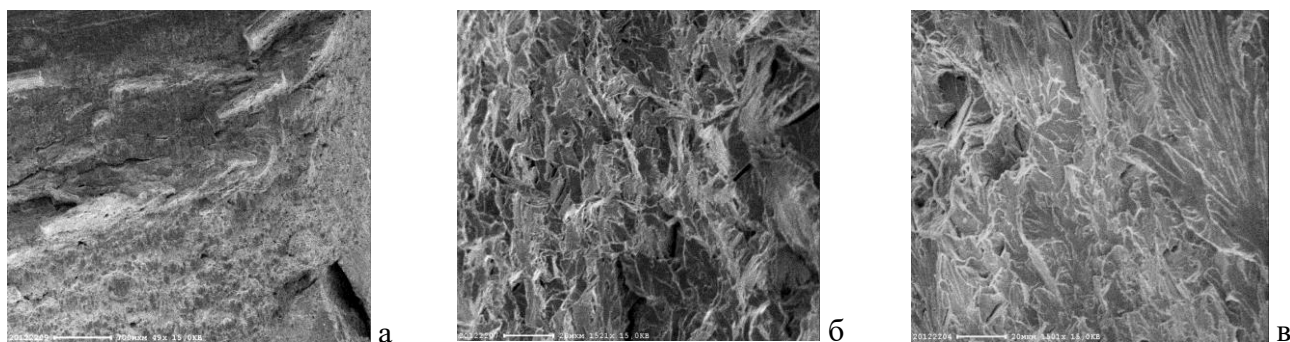


Рисунок 5.2 – Характер разрушения ударных образцов, вырезанных от поверхности -  $KV^{-80}=229$  Дж (а, б) и из середины по толщине -  $KV^{-80}=53$  Дж (в) листа толщиной 25 мм<sup>1</sup> [285]

В изломах ударных образцов, вырезанных от поверхности и четверти по сечению листового проката толщиной 50 мм, в области зарождения магистральной трещины под

<sup>1</sup> Исследования выполнены совместно с к.т.н. Мотовилиной Г.Д.

надрезом (~2000-2100 мкм) наблюдается ступенчатый макрорельеф с вырожденным вязким (чашечным) внутризеренным разрушением по типу образования и слияния микропор, Рисунок 5.3 а, б. В области распространения магистральной трещины в изломе образца от поверхности наблюдается смешанное внутризеренное разрушение по типу микро- и квазискола с участками вязкого зернограничного разрушения, Рисунок 5.3 а, что позволяет получить высокие значения работы удара при температуре испытаний минус 80 °С - 193-207 Дж; в изломе образца из четверти по толщине листа вязкий тип внутризеренного разрушения сохраняется, Рисунок 5.3 б, что и позволило также обеспечить высокие значения работы удара 171-277 Дж. В изломе образца из середины по сечению листа толщиной 50 мм в области зарождения магистральной трещины под надрезом зона вязкого разрушения практически отсутствует, а в области ее распространения разрушение происходит по типу квазискола, при этом доля вязкого зернограничного разрушения составляет менее 5 %, Рисунок 5.3 в, что и привело к получению крайне низкого значения работы удара – 17 Дж. Протяженные трещины расщепления в изломе ударного образца от поверхности обусловлены наличием ориентированных в направлении прокатки областей РБ протяженностью более 100 мкм. Следует отметить, что трещины расщепления на поверхности излома ударных образцов, вырезанных из четверти и середины по толщине, отсутствуют [285].

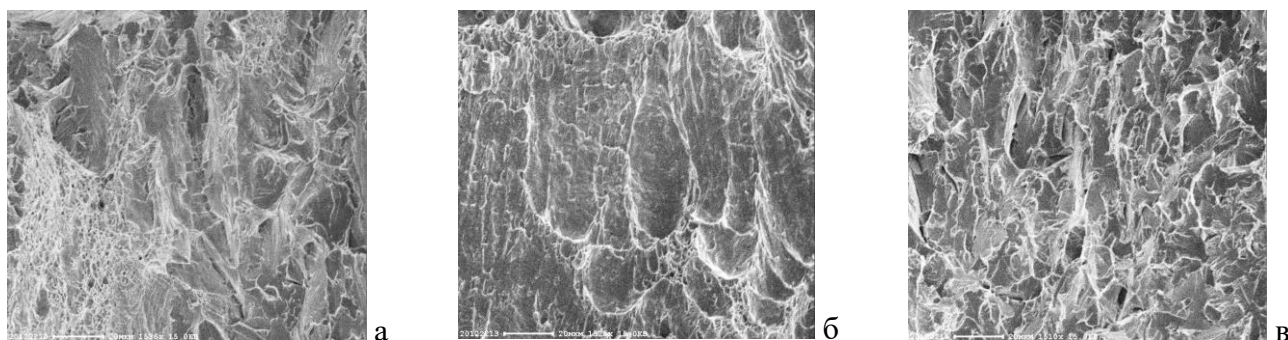


Рисунок 5.3 – Характер разрушения ударных образцов, вырезанных от поверхности -  $KV^{-80}=207$  Дж (а), из четверти -  $KV^{-80}=171$  Дж (б) и из середины -  $KV^{-80}=17$  Дж (в) листа толщиной 50 мм<sup>1</sup>

В изломах ударных образцов, вырезанных из различных мест по сечению листового проката толщиной 100 мм, в области зарождения магистральной трещины под надрезом (~3000-3500 мкм) демонстрируется ступенчатый макрорельеф с вырожденным вязким (чашечным) внутризеренным разрушением по типу образования и слияния микропор, Рисунок 5.4 а. В области распространения магистральной трещины для образца от поверхности наблюдается смешанное внутризеренное разрушение по типу микро- и квазискола с участками вязкого зернограничного разрушения, Рисунок 5.4 а, б; для образцов, вырезанных из четверти и середины по толщине листа 100 мм, разрушение имеет преимущественно хрупкий характер по типу скола и микроскола, Рисунок 5.4 в, что и привело к снижению значений работы удара до 5-30 Дж. При этом трещины расщепления на поверхности изломов ударных образцов, вырезанных из поверхности, четверти и середины по толщине листового проката, отсутствуют.



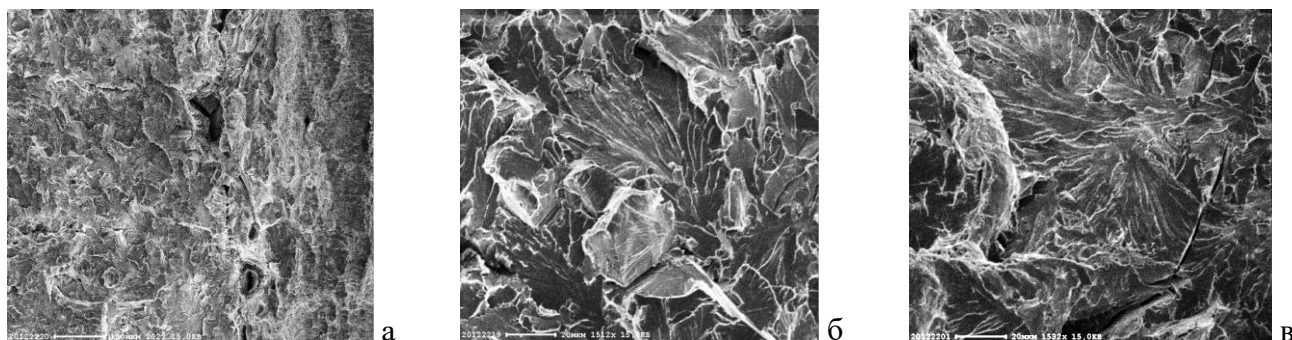


Рисунок 5.4 – Характер разрушения ударных образцов, вырезанных от поверхности -  $KV^{-60} = 198$  Дж (а, б) и из середины по толщине -  $KV^{-60} = 15$  Дж (в) листа толщиной  $100 \text{ мм}^1$  [285]

Таким образом, снижение значений работы удара при низких температурах испытаний (минус  $80 \text{ }^\circ\text{C}$  – для листов толщиной 25 и 50 мм и минус  $60 \text{ }^\circ\text{C}$  – для листа толщиной 100 мм) связано с присутствием крупных областей скола и квазискола размером более 100 мкм. При этом в середине по сечению листовых прокатов толщиной 25 и 50 мм данный характер разрушения обусловлен наличием в структуре вытянутых в направлении прокатки областей РБ со средней протяженностью  $\sim 200\text{-}210$  мкм, а в четверти и середине по сечению листа толщиной 100 мм – формированием крупнозернистой ферритно-бейнитной структуры (в том числе наличием областей РБ со средней протяженностью  $\sim 120\text{-}130$  мкм, участков  $\alpha$ -фазы бейнита с признаками прошедших в ней начальных стадий рекристаллизации по типу «in-situ», а также крупных зерен КПФ размером до 30 мкм). Это подтверждают результаты количественной оценки структуры методами оптической металлографии и EBSD-анализа, представленные ниже.

**Взаимосвязь структуры и работы удара при низких температурах.** В работе [65] на примере низколегированных трубных сталей было показано, что увеличение доли и протяженности областей РБ негативно влияет на прочностные характеристики, вязко-пластические свойства и сопротивление хрупким разрушениям. На Рисунке 5.5 продемонстрировано комплексное влияние трех основных количественных параметров РБ на значения работы удара по сечению исследованных листовых прокатов толщиной 25, 50 и 100 мм из низколегированной судостроительной стали. Показано, что неблагоприятное сочетание параметров – суммарной объемной доли РБ -  $V_{\text{РБ}}$  (более 25 %), среднего размера его областей- $d_{\text{ср}}$  (более 50 мкм) и их средней протяженности -  $L_{\text{ср}}$  (более 100 мкм) привело к снижению значений работы удара при температурах испытаний минус  $60 \text{ }^\circ\text{C}$  и ниже.

В Таблице 5.6 приведены результаты количественного анализа РСЭ, а также количества МУГ и БУГ<sub>более 50°</sub>, по сечению исследованных листов в результате анализа EBSD-данных. В Приложении Г на Рисунках Г.1-Г.3 представлены гистограммы распределения структурных элементов по размерам и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$ , а также соответствующие карты структурных элементов при  $\theta_t = 5$  и  $15^\circ$  для образцов после проведения испытаний на ударный изгиб по толщине исследованных листовых прокатов толщиной 25, 50 и 100 мм, на основании которых выполнен представленный анализ [65].

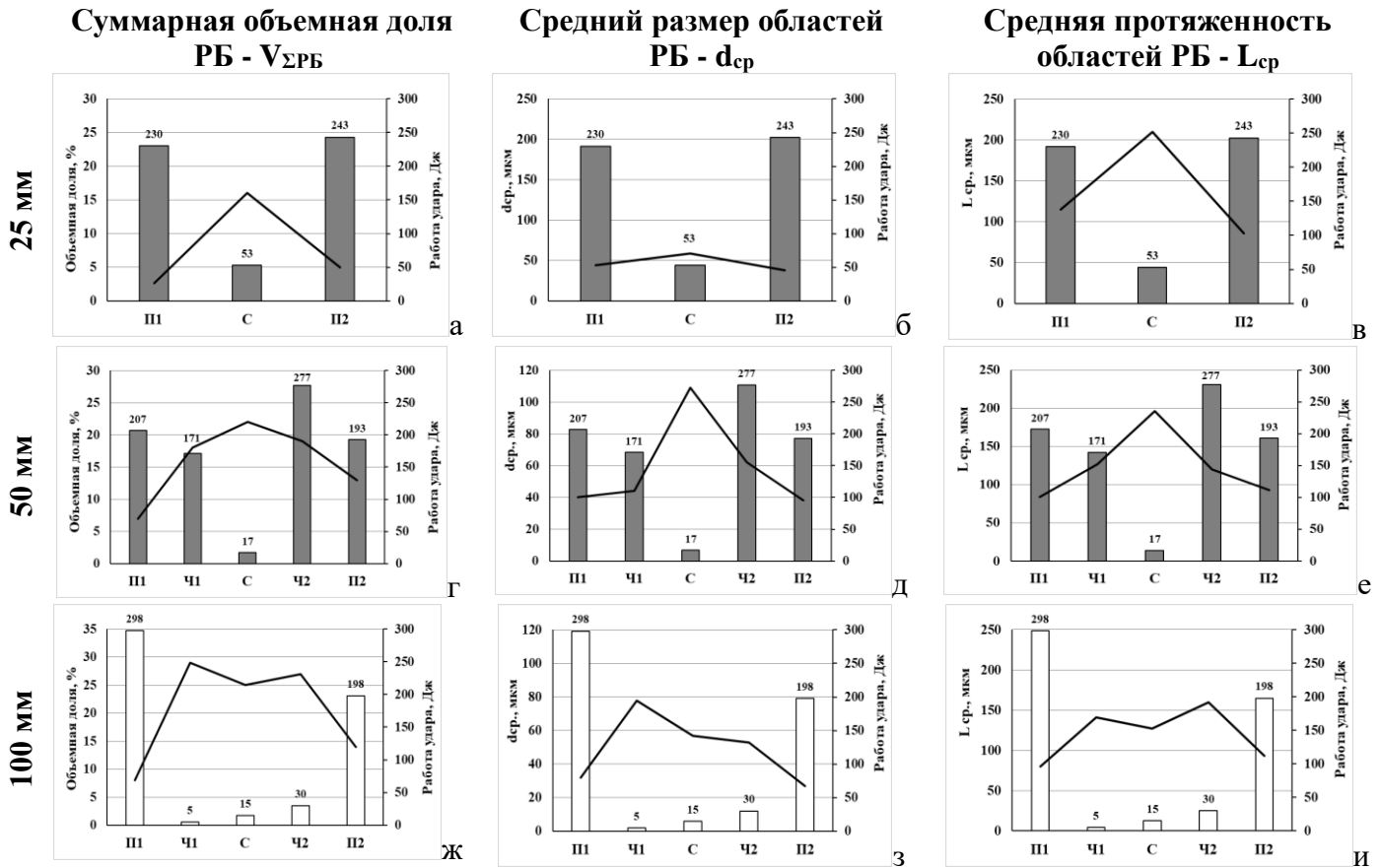


Рисунок 5.5 - Влияние количественных параметров РБ на значения работы удара при низких температурах испытаний для листового проката толщиной 25 мм (а-в), 50 мм (г-е) и 100 мм (ж-и):  $V_{срРБ}$  (а, г, ж),  $d_{ср}$  (б, д, з) и  $L_{ср}$  (в, е, и) (серые столбики – значения  $KV^{80}$ , белые столбики -  $KV^{60}$ )

Таблица 5.6 – Результаты количественного анализа параметров структуры исследованных листовых прокатов по сечению, полученные с помощью EBSD-анализа

| Параметр структуры  | $\theta_t, \circ$ | 25 мм     |             |             | 50 мм     |             |             | 100 мм    |             |             |
|---|-------------------|-----------|-------------|-------------|-----------|-------------|-------------|-----------|-------------|-------------|
|   |                   | П         | Ч           | С           | П         | Ч           | С           | П         | Ч           | С           |
| МУГ, %, 30-40 %   | -                 | <b>66</b> | <b>68,5</b> | <b>63,5</b> | <b>61</b> | <b>48,5</b> | <b>82,5</b> | <b>27</b> | <b>19,5</b> | <b>18</b>   |
| БУГ более 50°, %  | -                 | 17        | 16          | 19,5        | 21,5      | 24          | 13,5        | 49        | 46,5        | 55          |
| Средний РСЭ $D_{ср}$ , мкм, не более 10 мкм                               | 5                 | 4,2       | 6,5         | 8,1         | 5,5       | 7,1         | 10,1        | 6,1       | <b>12,0</b> | <b>12,5</b> |
|   | 15                | 10,8      | 10,2        | 12,2        | 9,2       | 10,3        | 12,4        | 8,2       | 12,6        | 13,8        |
| Максимальный РСЭ $D_{макс}$ , мкм, не более 20 мкм при $\theta_t=5^\circ$ | 5                 | 15        | 20,5        | <b>21,5</b> | 14        | 20          | <b>34,5</b> | 19        | <b>37</b>   | <b>33,5</b> |
|   | 15                | 42        | 41          | 39          | 23        | 25          | 52,5        | 25        | 41,5        | 39          |
| <b>Доля структурных элементов заданного размера, %</b>                    |                   |           |             |             |           |             |             |           |             |             |
| $D \leq 1$ мкм  | 5                 | 14,5      | 9,5         | 9           | 12,5      | 9,5         | 20          | 10,5      | 7,5         | 6,5         |
|   | 15                | 12        | 9           | 7,5         | 10,5      | 7,0         | 11          | 8,5       | 7           | 5,5         |
| $D \leq 3$ мкм  | 5                 | 51,5      | 44,5        | 40          | 46        | 42,5        | 56          | 38        | 32,5        | 21,5        |
|   | 15                | 37        | 33          | 29,5        | 29        | 29          | 40          | 36        | 24          | 17          |
| $D \leq 5$ мкм  | 5                 | 76,5      | 68          | 60          | 72        | 71,5        | 70          | 73        | 46,5        | 35          |
|   | 15                | 59        | 53          | 45,5        | 61,5      | 53          | 50          | 60        | 39,5        | 27          |
| $D \leq 10$ мкм, не менее 65 % при $\theta_t=5^\circ$                     | 5                 | 95,5      | 93,5        | 90          | 96        | 96          | 87,5        | 92,5      | 73,5        | <b>59</b>   |
|   | 15                | 81        | 83          | 75,5        | 84        | 80          | 66          | 84,5      | 63,5        | 50,5        |

Для листового проката толщиной 25 мм при  $\theta_t=5^\circ$  и  $15^\circ$  средние РСЭ вблизи поверхности составляют 4,2 и 10,8 мкм, в четверти по толщине - 6,5 и 10,2 мкм, в середине по сечению

листа – 8,1 и 12,2 мкм соответственно, Таблица 5.6. Увеличение среднего РСЭ при  $\theta_t = 5^\circ$  при продвижении от поверхности к центральным по сечению слоям толщине связано преимущественно с уменьшением доли элементов структуры размером менее 5 мкм, увеличением максимального РСЭ и появлением структурных элементов размером более 20 мкм, Рисунок Г.1 а, г, ж. При этом доля элементов структуры не более 10 мкм близка по всему сечению листового проката – их изменение (разница) не превосходит 5 %, Таблица 5.6. Максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  составляет 15 мкм вблизи поверхности и 21,5 мкм в середине по толщине (что не соответствует разработанным в Главе 3 требованиям к данному параметру структуры – не более 20 мкм для обеспечения характеристик работоспособности при низких температурах), однако доля таких элементов структуры минимальна и не превосходит 1,5 %. Максимальный РСЭ при заданном  $\theta_t=15^\circ$  в ~ 2-2,5 раза больше и составляет порядка 40 мкм по всему сечению листового проката 25 мм, при этом доля элементов структуры размером более 20 мкм существенно выше - 6...8 % [285], Рисунок Г.1 б, д, з.

Такая существенная разница в средних и максимальных РСЭ при углах толерантности  $\theta_t=5$  и  $15^\circ$  свидетельствует о формировании развитой дислокационной субструктуры, что и позволяет обеспечить высокие значения  $KV^{60}$  (более 294 Дж). Ее наличие также подтверждает значительное количество МУГ – 63,5...68,5 % по всей толщине листового проката 25 мм, Рисунок Г.1 в, е, и. Однако, несмотря на достаточно мелкий средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  (8,1 мкм), ближе к середине по сечению листа получено снижение единичного значения работы удара при температуре испытаний минус  $80^\circ\text{C}$  до 53 Дж, Таблица 5.5, связанное с наличием более протяженных областей РБ, которые характеризуются следующими параметрами ( $V_{\text{СРБ}} \sim 16\%$ ,  $d_{\text{ср}} \sim 60$  мкм,  $L_{\text{ср}} \sim 210$  мкм), Рисунок 5.5 а-в. Значительное количество структурных элементов имеют разориентировки на границах  $2-5^\circ$  (~ 39-43,5 %), то есть большая часть МУГ связана с наличием РБ, соответствуя разориентировкам между смежными рейками в бейнитных пакетах порядка  $2-3^\circ$ , при этом доля БУГ с углами разориентировки более  $50^\circ$  составляет всего ~16-19,5% [285].

В листовом прокате толщиной 50 мм степень наличия субзеренной структуры уменьшается при продвижении от поверхностных слоев к его центральной части, структура характеризуется большей неоднородностью по различным параметрам по сечению листа по сравнению с листом толщиной 25 мм, Таблица 5.6. При этом средние РСЭ при  $\theta_t = 15^\circ$  близки к значениям, полученным для листа толщиной 25 мм, а при  $\theta_t = 5^\circ$  - на ~ 1-2 мкм крупнее. Вблизи поверхности и в четверти по толщине параметры структуры близки. Наличие развитого субзеренного строения подтверждается увеличением средних РСЭ при  $\theta_t = 5$  и  $15^\circ$  на 3-4 мкм (составляя при данных углах толерантности 5,5 и 9,2 мкм вблизи поверхности, 7,1 мкм и 10,3 мкм - в четверти по толщине соответственно) и наличием значительного количества МУГ – ~ 50-60 %, Рисунок Г.2 в, е. Максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  составляет 14 мкм вблизи поверхности и 20 мкм в четверти по толщине, а при  $\theta_t=15^\circ$  не превышает 25 мкм, Рисунок Г.2 б, д. Доля структурных элементов размером не более 5 мкм составляют свыше 70 и 50 %, не более 10 мкм – свыше 95 и 80 % соответственно при  $\theta_t = 5^\circ$  и  $15^\circ$ , Рисунок Г.2 а, б, г, д, что указывает на формирование дисперсной структуры, обеспечивающей получение высоких значений  $KV^{80}$

(171-277 Дж) на образцах, вырезанных вблизи поверхности и из четверти по толщине листового проката 50 мм, Таблица 5.5. В середине по сечению листа удается осуществить лишь частичное «псевдоизмельчение» за счет формирования дислокационной субструктуры, о чем свидетельствует небольшая разница в значениях среднего РСЭ при  $\theta_t=5$  и  $15^\circ$  -  $\sim 2,5$  мкм (10,1 и 12,4 мкм соответственно), Таблица 5.6. Увеличение среднего РСЭ при продвижении от поверхности к середине по сечению листа толщиной 50 мм связано в первую очередь с наличием более крупных элементов структуры размером до 34,5 мкм при  $\theta_t=5^\circ$  (порядка 4 %), что недопустимо, и до 52,5 мкм (порядка 27 %) при  $\theta_t=15^\circ$ , о чем свидетельствуют представленные на Рисунке Г.2 ж, з распределения. При этом наряду с данными крупными элементами структуры наблюдается значительное количество мелких элементов структуры размером менее 3 мкм (более 55 и 40 % для  $\theta_t=5$  и  $15^\circ$  соответственно), а менее 5 мкм – также, как на поверхности и четверти по толщине (более 70 и 50 % при  $\theta_t=5^\circ$  и  $15^\circ$ ), вследствие чего существенного роста средних РСЭ не наблюдается. Структура в центральных слоях листа толщиной 50 мм характеризуется очень высокой долей МУГ – 82,5 %, пик которых приходится на углы разориентировки  $2-5^\circ$  -  $\sim 52$  %, Рисунок Г.2 и, что говорит о значительном количестве РБ при одновременном уменьшении количества КПФ, для которого характерны углы разориентировки более  $50^\circ$  (доля которых составляет всего  $\sim 13,5$  %) [285].

Следует отметить, что формирование такой неоднородной ферритно-бейнитной структуры в листовом прокате толщиной 50 мм позволяет получить высокие значения  $KV^{60}$  (от 226 до более 300 Дж) по всему его сечению. Однако наличие крупных структурных элементов размером до  $\sim 35$  мкм при  $\theta_t=5^\circ$  и до  $\sim 52,5$  мкм при  $\theta_t=15^\circ$  при отсутствии развитого субзеренного строения вследствие снижения интенсивности пластической деформации в центральных слоях в сочетании с полученными параметрами РБ ( $V_{сРБ}\sim 22$  %,  $d_{ср}\sim 110$  мкм,  $L_{ср}\sim 200$  мкм), Рисунок 5.5 г-е, что приводит к снижению значений  $KV^{80}$  вплоть до 17 Дж, Таблица 5.5, и косвенно указывает на снижение характеристик работоспособности при низких температурах [285].

Для листового проката толщиной 100 мм средние РСЭ при  $\theta_t = 5$  и  $15^\circ$  близки, Таблица 5.6. Небольшое измельчение структуры за счет формирования дислокационной субструктуры наблюдается лишь вблизи поверхности, о чем свидетельствуют гистограммы распределения структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 5^\circ$  (средний РСЭ - 6,2 мкм, максимальный – 19 мкм) и  $15^\circ$  (средний РСЭ – 8,2 мкм, максимальный – около 25 мкм), Рисунок Г.3 а, б, а также наличие достаточного количества МУГ – 27 %, пик которых приходится на углы с разориентировками на границах  $5-8^\circ$ , Рисунок Г.3 в. Формирование такой мелкодисперсной структуры за счет более интенсивной пластической деформации и ускоренного охлаждения позволило обеспечить высокий уровень  $KV^{60}$  на образцах, вырезанных от поверхности листа толщиной 100 мм (198-298 Дж), Таблица 5.5. В четверти и середине по сечению листа толщиной 100 мм измельчения структуры за счет формирования субструктуры не происходит, на что указывают полученные близкие значения средних РСЭ при  $\theta_t = 5^\circ$  и  $15^\circ$  (в четверти по толщине – 12,0 мкм и 12,6 мкм, в середине по толщине – 12,5 мкм и 13,8 мкм соответственно), а также наличие небольшой доли МУГ - не более 20 %, Рисунок Г.3 г, д, ж, з, и, Таблица 5.6.

Увеличение среднего РСЭ в четверти и середине по сечению листа толщиной 100 мм по сравнению с поверхностными слоями и более тонкими листами связано не только с наличием более крупных элементов структуры (в четверти по толщине – 37 и 41,5 мкм; в середине по толщине – 33,5 и 39 мкм при  $\theta_i=5$  и  $15^\circ$  соответственно), но и уменьшением доли более мелких элементов структуры размерами не более 1, 3 и 5 мкм в ~ 2 раза, а также размером не более 10 мкм на 20-35 %, Таблица 5.6. Большое количество БУГ<sub>более 50°</sub> ~ 45-55 %, Таблица 5.6, подтверждает наличие значительного количества КПФ в структуре листового проката толщиной 100 мм по всему его сечению [285].

Формирование достаточно крупнозернистой ферритно-бейнитной структуры при отсутствии признаков развитого субзеренного строения (со средним РСЭ при  $\theta_i=5^\circ \sim 12,5$  мкм), в сочетании с полученными параметрами бейнита речной морфологии ( $V_{\text{СРБ}} \sim 25-28$  %,  $d_{\text{СР}} \sim 55-75$  мкм,  $L_{\text{СР}} \sim 120-130$  мкм, Рисунок 5.5 ж-и) в середине и четвертях по сечению листового проката толщиной 100 мм и привело к снижению значений работы удара даже при температуре испытаний минус  $60^\circ\text{C}$  до значений 5-30 Дж, Таблица 5.5.

Таким образом, EBSD-анализ показал, что с увеличением толщины листового проката уменьшается степень наличия субзеренной структуры, что подтверждается существенным различием среднего РСЭ при заданных углах толерантности  $\theta_i=5^\circ$  и  $15^\circ$  для листового проката толщиной 25 мм и практически полным отсутствием такого отличия для листового проката толщиной 100 мм, а также уменьшением количества МУГ с разориентировками  $5-15^\circ$ .

В результате проведенных в п. 5.1 исследований структуры и механических свойств по сечению листовых прокатов толщиной до 100 мм, изготовленных по технологии ТМО+УО при использовании «классических» подходов, установлено следующее [285].

1. При увеличении толщины листового проката наблюдается анизотропия значений прочностных характеристик (в частности, разница в значениях предела текучести по сечению листов толщиной 25 мм – не более 10 МПа, 50 мм - ~ 30 МПа, 100 мм - ~ 60 МПа) и работы удара для образцов, вырезанных от поверхности, четверти и середины по толщине. В связи с этим в листовом прокате арктического применения для гарантированного обеспечения механических свойств по всему сечению целесообразно контролировать уровень KV вплоть до температуры испытаний минус  $80^\circ\text{C}$  при толщине листов 25-50 мм - в двух местах по толщине (вблизи поверхности и в середине); при толщине листов свыше 50 мм (в трех местах по толщине: вблизи поверхности, в четверти и в середине), прочностных свойств – в одном месте для листов толщиной до 50 мм и в двух местах – для листов толщиной более 50 мм [285].

2. При увеличении толщины листового проката от 25 до 100 мм повышение анизотропии механических свойств связано с увеличением степени неоднородности и разнотерности ферритно-бейнитной структуры по сечению, в том числе [285]:

- укрупнением зерна КПФ (максимальный размер в листовом прокате толщиной 25 мм - 12 мкм, в 100 мм – 30 мкм);
- менее развитым субзеренным строением;
- развитием процессов самоотпуска в  $\alpha$ -фазе бейнита речной морфологии, вследствие чего при продвижении от поверхности к центральным слоям по толщине в структуре

наблюдаются крупные светлые области отпущенного РБ, не имеющие выраженного реечного строения.

3. Снижение значений работы удара в середине по сечению листового проката толщиной 25 и 50 мм в первую очередь связано с наличием вытянутых в направлении прокатки крупных областей РБ со средней протяженностью  $\sim 200$  мкм, и, как следствие, появлению крупных областей скола и квазискола размером более 100 мкм, а в листовом прокате толщиной 100 мм – с формированием крупнозернистой ферритно-бейнитной структуры со средним РСЭ при заданном угле толерантности  $\theta_t = 5^\circ \sim 12,5$  мкм в четверти и середине по его сечению [285].

4. Показано, что параметры РБ (общей доли  $V_{\Sigma РБ}$ , средних размеров областей  $d_{cp}$  и их средней протяженности  $L_{cp}$ ), в сочетании со средними и максимальными РСЭ при  $\theta_t = 5$  и  $15^\circ$ , разница в которых в сочетании с количеством МУГ с разориентировками  $5-15^\circ$ , может указывать на наличие или отсутствие развитого субзеренного строения, определяют хладостойкость низколегированной стали (в частности, уровень работы удара при низких температурах испытаний) в листах толщиной до 100 мм.

Стало очевидным, что использование данных технологических подходов ТМО+УО недостаточно для обеспечения требуемой изотропности и допустимой степени неоднородности структуры листового проката по сечению листового проката толщиной до 100 мм из хладостойких низколегированных судостроительных сталей арктического применения, что продемонстрировано на основании выше приведенных исследований. Для минимизации степени неоднородности структуры, и, как следствие, снижения анизотропии механических свойств по сечению листового проката необходимо использование прецизионных подходов, предложенных в Главе 4 диссертационной работы, предусматривающих строгую регламентацию температуры нагрева и выдержки в томильной зоне методической печи, точное воспроизведение разработанных схем распределения степени обжатий и температуры по проходам на высокотемпературной (черновой) и завершающей (чистовой) стадии прокатки по определенному графику (возрастающему, убывающему или при постоянном параметре), рациональное управление «гидросбивом» для снятия окалины, а также температурного интервала, скорости охлаждения и расходов воды при ускоренном охлаждении. Данные приемы направлены на снижение структурной анизотропии. Это позволяет добиться максимального измельчения зеренной и субзеренной структуры аустенита при горячей пластической деформации, и, как следствие, повышения изотропности и однородности конечной (превращенной) структуры при последующем ускоренном охлаждении [286].

## **5.2. Влияние параметров термомеханической обработки на структуру по сечению листового проката, механические свойства, характер разрушения и характеристики работоспособности при низких температурах**

Формирование структуры при двухстадийной ТМО+УО происходит в условиях значительной температурной, деформационной и кинетической неоднородности, которая



возрастает по слоям крупномасштабных промежуточных заготовок с увеличением толщины листового проката [217; 259-262] и накладывается на структурную неоднородность, наследуемую от различных зон исходной заготовки.

В поверхностных слоях вследствие наибольшего деформационного воздействия на исходную структуру непрерывнолитого сляба, представляющую собой зону крупных столбчатых кристаллов с наиболее высокой плотностью дендритной структуры, в которой оси второго порядка вырождены или совсем отсутствуют, в низколегированных сталях формируется ферритно-бейнитная структура с развитым субзерненным строением, минимальной долей, протяженностью и средним размером областей РБ. По мере продвижения к центральным слоям интенсивность пластической деформации существенно снижается, а температура повышается, что в сочетании с наиболее неблагоприятной исходной структурой осевой зоны непрерывнолитого сляба, представляющей собой зону крупных равноосных кристаллов с низкой плотностью дендритной структуры, не имеющей преимущественного направления роста разветвленных дендритов первого и второго порядков, способствует образованию значительного количества более крупных аустенитных зерен, и, как следствие, формированию при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении (в условиях снижения интенсивности охлаждения) ферритно-бейнитной структуры с наибольшей степенью неоднородности и анизотропии при отсутствии развитой дислокационной субструктуры.

Современное оборудование с возможностью прецизионного управления заданными технологическими параметрами производства позволяют минимизировать структурную неоднородность в листах больших толщин с учетом их металлургической наследственности, однако требует особых научно-технических подходов к разработке рациональных технологических режимов ТМО+УО, основанных на управлении основными структурообразующими процессами - рекристаллизации, полигонизации, фрагментации и фазовых превращениях. При этом с увеличением толщины листового проката становится все сложнее обеспечить полноту и равномерность их протекания по сечению промежуточных заготовок. В связи с этим основной объем исследований в данном разделе проводился для листового проката больших толщин (50-100 мм).

### **5.2.1. Влияние технологических режимов на анизотропию структуры по сечению, механические свойства и трещиностойкость листового проката**

Параметры структурной анизотропии по сечению листов больших толщин, во многом определяющие трещиностойкость стали, в значительной степени определяется режимами высокотемпературной (черновой) стадии прокатки и ускоренного охлаждения. Влияние режимов ТМО+УО на количественные параметры структурной неоднородности исследовано на четырех листовых прокатах толщиной 50 мм из низкоуглеродистой низколегированной стали состава № 3, микролегированной ванадием и ниобием, Таблица 5.1, уровней прочности 420-460, изготовленных из непрерывнолитых слябов КП.

В Таблице 5.7 представлены режимы изготовления данных листов, для которых варьировали температурный диапазон проведения высокотемпературной (черновой) стадии прокатки и температуру окончания ускоренного охлаждения, которая соответствовала средней и нижней части бейнитного интервала, соответствующие параметры структурной анизотропии и средние значения критического раскрытия вершины трещины CTOD<sup>-40</sup>.

Таблица 5.7 - Влияние технологических режимов ТМО+УО на количественные параметры анизотропии структуры по сечению листового проката толщиной 50 мм и трещиностойкость низколегированной судостроительной стали

| Температурный режим высокотемпературной стадии прокатки и ускоренного охлаждения   |                 |  | После травления 3% азотной кислотой |                 | После пленочного травления |                        | % В                | CTOD <sup>-40</sup> , мм, среднее |
|--|-----------------|--|-------------------------------------|-----------------|----------------------------|------------------------|--------------------|-----------------------------------|
|  |                 |  | K <sub>a100</sub>                   | K <sub>a1</sub> | V <sub>Б</sub> , %         | L <sub>max</sub> , мкм |                    |                                   |
| 5/50-2   | T <sub>1</sub>  | (T <sub>sr</sub> +100°C)→(T <sub>sr</sub> +50°C)                                       | 1,22...1,99                         | 3,8...17,2      | 11,4...9,8                 | 450...1450             | 82                 | 0,08                              |
|  | T <sub>УО</sub> | Средняя часть бейнитного интервала   |                                     |                 |                            |                        |                    |                                   |
| 5/50-3   | T <sub>1</sub>  | (T <sub>sr</sub> +50°C)→T <sub>sr</sub>  | 0,85...1,24                         | 3,8...7,4       | 9,7...10,3                 | 315...479              | 84,5               | 0,24                              |
|  | T <sub>УО</sub> | Нижняя часть бейнитного интервала  |                                     |                 |                            |                        |                    |                                   |
| 5/50-4   | T <sub>1</sub>  | (T <sub>sr</sub> +50°C)→T <sub>sr</sub><br>(T <sub>посл.</sub> =T <sub>sr</sub> -50°C) | 0,90...1,45                         | 5,0...21,4      | 12,2...11,1                | 374...775              | 80                 | 0,15                              |
|  | T <sub>УО</sub> | Средняя часть бейнитного интервала   |                                     |                 |                            |                        |                    |                                   |
| 5/50-5   | T <sub>1</sub>  | (T <sub>sr</sub> +50°C)→T <sub>sr</sub><br>(T <sub>посл.</sub> =T <sub>sr</sub> -50°C) | 0,82...1,06                         | 2...10          | 9,8...9,1                  | 295...480              | 95                 | 1,15                              |
|  | T <sub>УО</sub> | Нижняя часть бейнитного интервала  |                                     |                 |                            |                        |                    |                                   |
| <b>Требования</b>  |                 |  | <b>Не более 1,2</b>                 | <b>-</b>        | <b>Не более 10</b>         | <b>-</b>               | <b>Не менее 90</b> | <b>Не менее 0,25</b>              |
| Примечание:<br>T <sub>1</sub> – температура черновой стадии прокатки, T <sub>УО</sub> – температура окончания ускоренного охлаждения |                 |  |                                     |                 |                            |                        |                    |                                   |

Высокотемпературная (черновая) стадия прокатки проводилась по возрастающему деформационному графику для всех исследованных листов. Для листовых прокатов №№ 50-4 и 50-5 использован прием контролируемого занижения температуры на поверхности в последних 1-2 проходах до ~ (T<sub>sr</sub>-50°C) для исключения значительного повышения температуры в середине по толщине крупномасштабных промежуточных заготовок. Соотношение суммарных деформаций на черновой и чистой стадиях соответствовало оптимальному для низколегированных сталей - 70/30 %, установленному по результатам моделирования в Главе 4 диссертационной работы. Чистовая (завершающая) стадия прокатки проводилась при постоянной температуре ~ на 30°C выше критической точки A<sub>r3</sub> по убывающему деформационному графику 15→10 %, обеспечивающему создание развитой субзеренной структуры в аустените за счет процессов фрагментации и динамической полигонизации

дислокаций при исключении избыточного наклепа аустенита непосредственно перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением.

В Таблице Г.1 представлены «сдаточные» механические свойства исследованных листовых прокатов толщиной 50 мм. Прочностные (значения предела текучести составляют 465...491 МПа, временного сопротивления – 580...600 МПа) и пластические (значения относительного удлинения составляют 21,5...26,5 %) характеристики всех листовых прокатов соответствуют предъявляемым требованиям к низколегированным сталям уровней прочности 420-460, Z-свойства существенно превышают требование не менее 35 % и составляют 71...84%. Высокий уровень работы удара и работы удара после механического старения при температуре испытаний минус 60 °С обеспечен для листовых прокатов №№ 5/50-4 и 5/50-5 с использованием убывающего температурного графика ( $T_{sr}+50^\circ\text{C}$ ) $\rightarrow T_{sr}$  с контролируемым занижением температуры в последнем проходе до  $\sim (T_{sr}-50^\circ\text{C})$ . Для листов №№ 5/50-2 и 5/50-3, прокатанных на черновой стадии по тому же графику, но без снижения температуры в последнем проходе или при более высоких температурах с окончанием при ( $T_{sr}+50^\circ\text{C}$ ) получено снижение значений  $KV^{-60}$  и/или  $KVA^{-60}$ . При этом для листовых прокатов №№ 5/50-2, 5/50-3 и 5/50-4 наблюдается снижение сопротивления хрупкому разрушению, оцениваемое в судостроительных сталях по количеству вязкой составляющей в изломе полнотолщинных проб, которое составляло 80...84,5%, и значений параметра трещиностойкости  $CTOD^{-40}$  до 0,08-0,24 мм.

Оценка неоднородности ферритно-бейнитной структуры по сечению исследованных листовых прокатов производилась с помощью описанных в Главе 3 количественных параметров, предложенных в работах [215; 216], а именно коэффициентами анизотропии  $K_{a1}$  и  $K_{a100}$  в сочетании с суммарной объемной долей областей «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм -  $V_B$ , а также их максимальной протяженностью  $L_{max}$  в направлении прокатки, Таблица 5.7.

В работе [65] на примере низколегированных трубных сталей было установлено, что именно крупные области РБ снижают вязко-пластические свойства и сопротивление хрупкому разрушению. В связи с этим основное внимание уделено именно протяженным областям бейнита речной морфологии и бейнита, не имеющего развитого внутреннего субзеренного строения, образовавшегося в результате развития процесса «самоотпуска» бейнитной  $\alpha$ -фазы (условно названными «негранулярным» бейнитом), размером более 100 мкм и поиску взаимосвязи его количественных параметров с технологическими параметрами производства и механическими свойствами.

На Рисунке 5.6 продемонстрирована структура исследованных листов вблизи поверхности, в четверти и середине по их сечению с нанесением соответствующих значений коэффициента анизотропии  $K_{a100}$ .

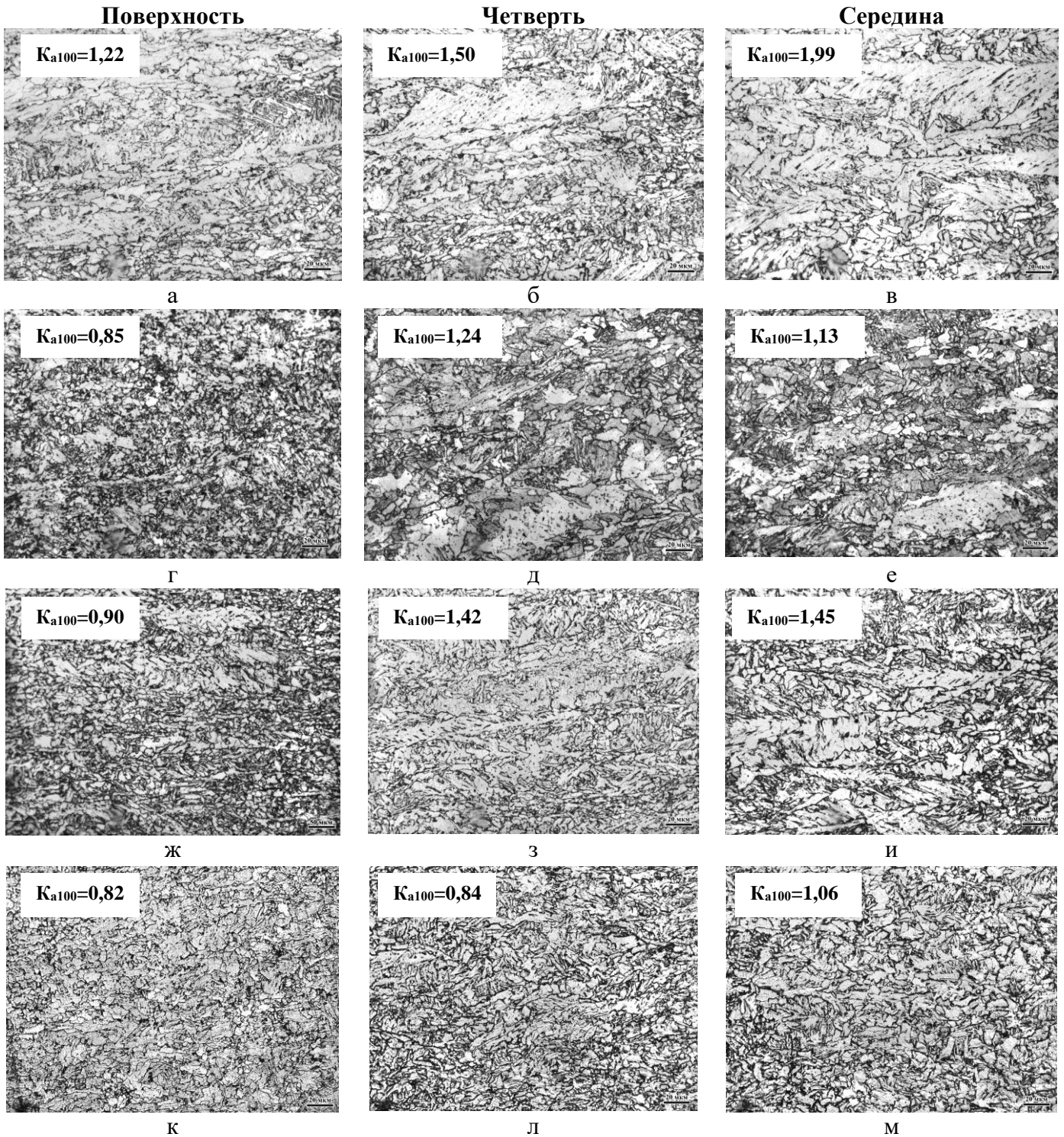


Рисунок 5.6 - Структура вблизи поверхности (а, г, ж, к), в четверти (б, д, з, л) и в середине (в, е, и, м) по толщине исследованных листовых прокатов №№ 5/50-2 (а-в), 5/50-3 (г-е), 5/50-4 (ж-и) и 50-5 (к-м) мм из низколегированной стали состава № 3 уровней прочности 420-460

Вследствие того, что в исследованной стали разработанного состава № 3 при реализуемых в промышленных условиях степенях деформации, как было установлено в Главе 4, СР протекает не в каждом проходе, а при повышении температуры происходит более интенсивный и неравномерный рост зерна за счет собирательной рекристаллизации, вызывая формирование разнотернистой аустенитной структуры, целесообразно контролировать интервал проведения черновой (высокотемпературной) стадии с учетом градиента температуры

и различия в интенсивности пластической деформации вблизи поверхности и в центральных слоях. При этом степень неоднородности по размеру исходного аустенитного зерна увеличивается с повышением температуры деформации, особенно свыше ( $T_{sr}+200\dots250^{\circ}\text{C}$ ). Как было установлено в Главе 4, максимальное измельчение зеренной структуры аустенита перед  $\gamma\rightarrow\alpha$ -превращением в данной стали возможно за счет протекания СР в междеформационных паузах при проведении деформации на высокотемпературной стадии в интервале температур ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ )  $\rightarrow T_{sr}$ .

Повышенный температурный интервал проведения черновой стадии прокатки ( $T_{sr}+100^{\circ}\text{C}$ )  $\rightarrow$  ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) по значениям на поверхности листа, соответствующий среднемассовым значениям  $\sim (T_{sr}+(200\dots250)^{\circ}\text{C})$ , выбранный для изготовления листового проката № 5/50-2, привел к развитию собирательной рекристаллизации при промежуточном подстуживании, несмотря на более благоприятные условия для СР. При продвижении вглубь листа от поверхностных слоев к центральным по толщине повышение температуры в сочетании с понижением интенсивности пластической деформации поспособствовало еще более неравномерному протеканию рекристаллизационных процессов в аустените. В результате была сформирована неоднородная аустенитная структура, в которой мелкие рекристаллизованные зерна сосуществуют с крупными нерекристаллизованными деформированными зернами.

Нерациональный режим охлаждения до температуры средней части бейнитного интервала лишь «усугубил» данную структурную неоднородность при последующем  $\gamma\rightarrow\alpha$ -превращении, что и привело к формированию анизотропной ферритно-бейнитной структуры с высоким коэффициентом анизотропии  $K_{a100}$ , который увеличивается от 1,2 вблизи поверхности до  $\sim 2$  в середине по толщине листового проката, Таблица 5.7, за счет наличия протяженных областей РБ с пакетно-блочным строением, образовавшихся в пределах крупных БАЗ и декорированных по границам крупными зернами АТФ, Рисунок 5.6 а-в. Объемная доля областей РБ размером более 100 мкм увеличивается от  $\sim 4\%$  до  $17\%$  при продвижении от поверхностных слоев к центральным, при этом их максимальная протяженность достигает 450 мкм вблизи поверхности и  $\sim 1,5$  мм в середине по толщине, Таблица 5.7. Наряду с данными структурными составляющими в структуре наблюдается значительное количество дисперсного КПФ (с размером зерна  $\sim 3-10$  мкм) и ГБ. В связи с этим коэффициент анизотропии  $K_{a1}$ , характеризующий вытянутость гранулярных структур (КПФ и ГБ), для данного листового проката существенно не отличается от других листов и плавно снижается от 11,4 до 9,8 от поверхности к середине по его толщине, Таблица 5.7.

Формирование такой анизотропной ферритно-бейнитной структуры с высоким коэффициентом анизотропии  $K_{a100}$  привело к снижению значений  $KV^{-60}$  (14...244 Дж при среднем значении 91 Дж) и  $KVA^{-60}$  (18...53 Дж при среднем значении 29 Дж) в середине по толщине листового проката № 50-2, а также получению неудовлетворительного результата испытания на излом полнотолщинной пробы (доля вязкой составляющей – 82 %) и параметра трещиностойкости  $CTOD^{-40}$ , напрямую зависящего от параметров структурной анизотропии и однородности структуры по сечению листа, Таблицы 5.7, Г.1.

Понижение температурного интервала проведения черновой стадии прокатки до  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$  для исключения значительной разнотерности аустенита в центральных слоях листа в совокупности с охлаждением до более низкой температуры (нижней области бейнитного интервала) при изготовлении листового проката № 5/50-3 способствовало формированию ферритно-бейнитной структуры с небольшим количеством областей «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм по всей его толщине (от ~1,6 % вблизи поверхности до ~7,5 % в центральном слое), Рисунок 5.6 г- е, Таблица 5.7. При этом области «негранулярного» бейнита представлены преимущественно участками  $\alpha$ -фазы бейнита с выделившейся карбидной фазой (со следами ее коагуляции внутри зерен бейнитного феррита), не имеющими явно выраженного пакетно-блочного строения, характерного для бейнита речной морфологии, образовавшимися в результате развития в ней процесса рекристаллизации по типу «in situ». Максимальная протяженность таких областей составляет 315 мкм вблизи поверхности и 479 мкм в середине по толщине, что ~ в 3 раза меньше, чем в листе № 50-2. Значения коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  такой структуры существенно ниже полученных значений для листа № 5/50-2, однако в четверти и середине по толщине все же превышает 1,2 и составляет – 1,13...1,24, Таблица 5.7, что не позволяет обеспечить требуемую трещиностойкость листового проката (среднее значений  $CTOD^{-40}=0,24$  мм).

Основные структурные составляющие - КПФ и бейнит гранулярной морфологии в четверти и середине по толщине характеризуется более крупным размером (5-15 мкм), но меньшей вытянутостью в приоритетном направлении, что подтверждают полученные значения коэффициента анизотропии  $K_{a1}$ , который мало изменяется по толщине и составляет 9,7...10,3.

Данная структура позволяет обеспечить высокий уровень  $KV^{-60}$  как на образцах, вырезанных от поверхности (255...258 Дж), так и из середины по толщине (237...315 Дж), однако формирование вышеупомянутых областей рекристаллизованной  $\alpha$ -фазы бейнита с достаточно крупными карбидными частицами привело к снижению значений  $KVA^{-60}$  как вблизи поверхности (27...188 Дж при среднем значении 93 Дж), так и в середине по толщине (15...59 Дж при среднем значении 40 Дж) и получению количества вязкой составляющей в изломе полнотолщинной пробы - 84,5 % при требованиях не менее 90 %, Таблицы 5.7, Г.1.

Использование контролируемого занижения температуры деформации в последних проходах на высокотемпературной стадии прокатки (до ~  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$  по значениям температуры на поверхности) при изготовлении листового проката № 5/50-4 по сравнению с листом № 5/50-2 позволило избежать значительного повышения температуры в центральных слоях промежуточной заготовки и осуществить деформацию в оптимальном диапазоне температур ~ от  $T_{sr}$  до  $(T_{sr}+150^{\circ}\text{C})$  по всей ее толщине для наиболее однородного измельчения зерна аустенита (установленном в результате исследований рекристаллизационных процессов в стали данного состава в Главе 4) за счет многократной СР в междеформационных паузах, а также исключить его последующий рост при промежуточном межстадийном подстуживании вследствие развития собирательной рекристаллизации.

Следует отметить, что по сравнению с листом № 5/50-2 с температурой окончания деформации на черновой стадии выше  $T_{sr}$  на ~ 50 °С ферритно-бейнитная структура листового



проката № 5/50-4 отличается меньшей анизотропией  $K_{a100}$  наиболее крупных элементов структуры, а размер максимальной области бейнита в середине по толщине для него ниже в  $\sim 2$  раза. Анизотропия зерен КПФ и ГБ, оцененная параметром  $K_{a1}$ , для данного листа немного выше и составляет 12,2 и 11,1 вблизи поверхности и в середине по его толщине, Таблица 5.7.

Однако последующее ускоренное охлаждение до температуры средней части бейнитного интервала по значениям вблизи поверхности привело к значительной анизотропии ферритно-бейнитной структуры в четверти и середине по сечению листового проката с коэффициентом анизотропии  $K_{a100} = 1,42 \dots 1,45$ . Это происходит вследствие снижения интенсивности охлаждения и повышения температуры при продвижении вглубь листа, что способствует интенсификации процесса выделения феррита, как следствие, повышению содержания углерода и легирующих элементов в оставшемся объеме непревращенного аустенита, и понижению температурного интервала бейнитного превращения, обуславливающего формирование областей РБ, Рисунок 5.6 ж-и. Объемная доля таких областей размером более 100 мкм вблизи поверхности составляет  $\sim 5\%$ , а в середине по толщине листа превышает 20 %, Таблица 5.7.

Данные структурные изменения по сравнению с листовым прокатом № 5/50-2 позволили обеспечить высокий уровень  $KV^{-60}$  (280...315 Дж) и  $KVA^{-60}$  (168...339 Дж), однако обеспечить требуемое количество вязкой составляющей в изломе полнотолщинной пробы и высокую трещиностойкость (среднее значений  $CTOD^{-40} = 0,15$  мм) так и не удалось, Таблица 5.7.

Наиболее благоприятная квазиоднородная ферритно-бейнитная структура с минимальной степенью структурной неоднородности по сечению листового проката, оцениваемой анизотропией различных структурных составляющих, а также долей и протяженностью областей «негранулярного» бейнита, сформирована в листовом прокате № 5/50-5, Рисунок 5.6 к-м. Данный листовый прокат отличался от листа № 5/50-4 только режимом ускоренного охлаждения до температуры нижней части бейнитного интервала, Таблица 5.7. Структура представляет собой смесь мелкодисперсного КПФ (размером 2-7 мкм), кристаллитов ГБ размером не более 12 мкм с единичными областями бейнита речной морфологии протяженностью более 100 мкм, равномерно распределенными по плоскости шлифа, доля которых не превышает 10 % по всей толщине листового проката, Таблица 5.7.

Полученные значения коэффициента анизотропии  $K_{a100}$ , описывающего вытянутость областей «негранулярного» бейнита, варьируется в небольших пределах от 0,82 в поверхностных слоях до 1,06 в середине по толщине. Максимальная протяженность областей РБ в структуре данного листа близка к листу № 5/50-4 и не превосходит 500 мкм по всей его толщине. Анизотропия  $K_{a1}$ , описывающая вытянутость КПФ и ГБ, для данного листа немного ниже и составляет  $\sim 9,8-9,1$ , а разница в его значениях незначительна по толщине. Это свидетельствует о равномерной проработке структуры по всему сечению листового проката без следов существенной ориентированности зерен КПФ и кристаллитов ГБ.

Формирование такой структуры позволяет обеспечить требуемый уровень прочности, пластичности, хладостойкости (в частности, значений  $KV^{-60}$  и  $KVA^{-60}$  не ниже 250 Дж), сопротивления хрупкому разрушению (доля вязкой составляющей в изломе полнотолщинной

пробы – 95 %), Таблица 5.7, а также характеристик работоспособности ( $T_{к6}=-35^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{NDT}=-80^{\circ}\text{C}$ , среднее значение  $\text{CTOD}^{-40}=1,15$  мм).

Следует отметить, что использование приема контролируемого занижения температуры деформации в последних 1-2 проходах на высокотемпературной стадии прокатки до  $\sim (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$  при поддержании температурного графика  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$  и возрастающей схемы обжатов по проходам и сохранении оптимального режима охлаждения до температуры нижней части бейнитного интервала позволяет не только обеспечить выполнение разработанных требований к параметрам анизотропии ( $K_{a100}$  - не более 1,2,  $V_B$  - не более 10 %) и соотношению структурных составляющих по всему сечению толстолистного проката, но и способствует повышению дисперсности структурных элементов при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^{\circ}$ . В листовом прокате толщиной 50 мм, изготовленном при соблюдении данных технологических приемов, сформирована квазиоднородная ферритно-бейнитная структура (со средним и максимальным РСЭ при  $\theta_t=5^{\circ}$  - не более 9,4 и 20 мкм соответственно по всему сечению листа при доле структурных элементов размером не более 10 мкм – не менее 67 %), Рисунок 5.7 г-е, полностью удовлетворяющая требованиям к низколегированным сталям с гарантированной работоспособностью. В листе, для которого на черновой стадии прокатки был использован убывающий температурный график прокатки  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$  без снижения температуры с последних проходах, получена структура со средним и максимальным РСЭ при  $\theta_t=5^{\circ}$  - 10,6 и 26,5 мкм соответственно (при требованиях не более 10 и 20 мкм соответственно) при доле элементов структуры размером не более 10 мкм – 54,5 % (при требованиях не менее 65 %) в центральной части листа, Рисунок 5.7 а-в.

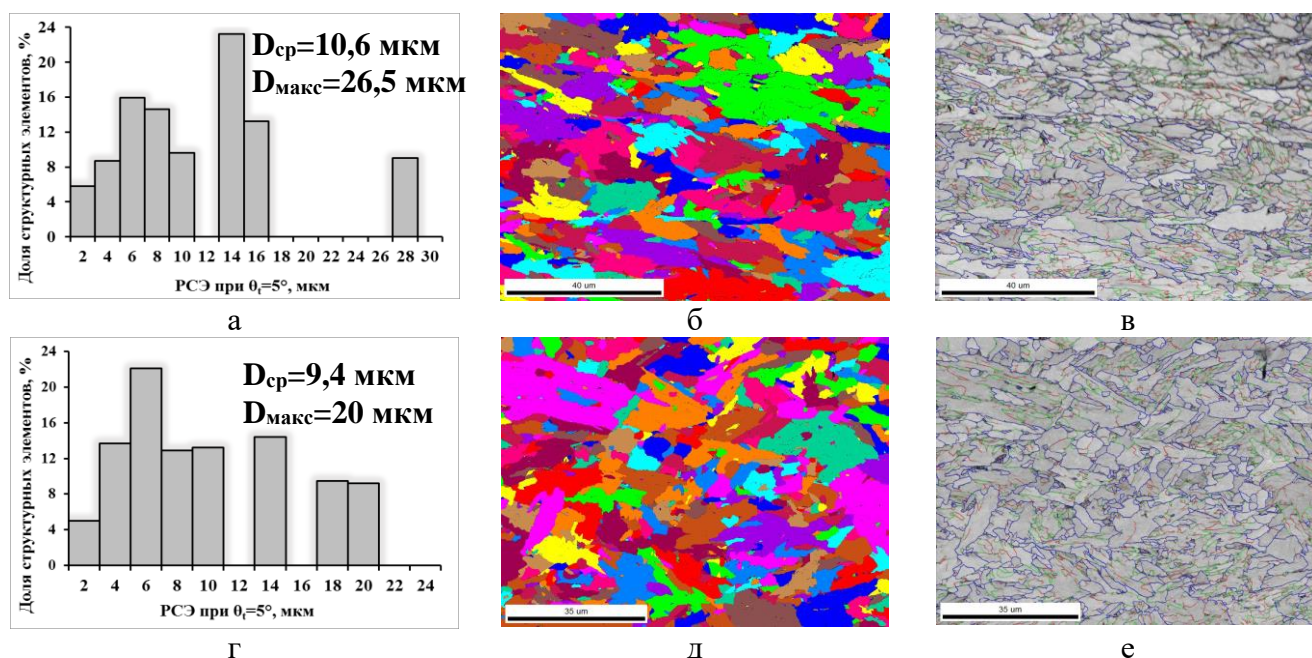


Рисунок 5.7 - Структура листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали состава № 3, изготовленного с использованием температурных графиков  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$  (а-в) и  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$  ( $T_{\text{посл.}} = (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ ) (г-е), представленная в виде гистограммы распределения структурных элементов по размерам при  $\theta_t=5^{\circ}$  и соответствующих карт структурных элементов (б, д), в том числе с нанесением границ с различными углами разориентировки согласно цветовой шкале (красные линии –  $2...5^{\circ}$ , зеленые –  $5...15^{\circ}$ , синие -  $15^{\circ}$  и более) (в, е)

Таким образом, использование рациональных температурно-деформационных схем на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки и режимов ускоренного охлаждения, выбранных с учетом повышения градиента распределения данных параметров по сечению промежуточных заготовок при увеличении толщины листового проката, позволяют обеспечить формирование квазиоднородной ферритно-бейнитной структуры допустимой степени неоднородности по всему его сечению по различным параметрам ( $K_{a100}$  - не более 1,2,  $V_B$  - не более 10 %, средний и максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  - не более 10 и 20 мкм, доля элементов структуры размером не более 10 мкм – не менее 65 %). Далее рассмотрено влияние основных нарушений деформационного и температурного режима высокотемпературной стадии прокатки, наиболее часто встречающихся в промышленных условиях, на формирование структуры по сечению толстых листов и характеристики хладостойкости листового проката.

### **5.2.2. Влияние температурно-деформационных схем высокотемпературной стадии прокатки на структуру по сечению листового проката, характеристики хладостойкости и характер разрушения**

При изготовлении толстолистового проката в промышленных условиях основными технологическими нарушениями, приводящими к увеличению неоднородности ферритно-бейнитной структуры, являются снижение температуры на поверхности листового проката до  $T_{sr}(50...100^\circ\text{C})$ , связанное с нерациональным применением «гидросбива», и наличие единичных обжатый менее 10 % на первых проходах высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, Таблица 5.8. Данные технологические нарушения приводят к повышению коэффициента анизотропии структуры  $K_{a100}$ , увеличению РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ , а также их изменения по сечению листового проката, что обуславливает снижение количества вязкой составляющей в изломах полнотолщинных проб до 75-80 % и повышение значений температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  до  $0...+5^\circ\text{C}$ .

Для проведения исследований были выбраны по три листовых проката из низколегированных сталей состава № 1, микролегированных ниобием, Таблица 5.1, уровней прочности 355-390 толщиной 50 мм, изготовленных в опытно-промышленных условиях из непрерывнолитых слябов КП по технологии ТМО+УО с различными деформационными схемами черновой стадии прокатки (оптимальной, разработанной в Главе 4 и подтвержденной результатами исследований в п. 5.2.1, и вышеописанными технологическими нарушениями. Температура нагрева под прокатку обеспечивала равномерное растворение легирующих элементов при отсутствии значительного роста зерна аустенита. Соотношение суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях для всех листов было одинаково, обеспечивая измельчение аустенитного зерна преимущественно на высокотемпературной стадии за счет СР в паузах между последовательными обжатыми. Чистовая стадия прокатки проводилась по убывающему графику с окончанием выше критической точки  $A_{r3} \sim$  на 10-15  $^\circ\text{C}$  по значениям температуры на поверхности по деформационной схеме со снижающимися обжатыми, исключая существенный наклеп аустенитных зерен перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. Ускоренное

охлаждение осуществляли в УКО до температуры нижней части бейнитного интервала и далее замедленно на воздухе.

Таблица 5.8 – Влияние технологических нарушений на черновой стадии прокатки на параметры структуры по сечению листов толщиной 50 мм и сопротивление хрупкому разрушению низколегированной судостроительной стали

| Технологическое нарушение в первых проходах |  | Максимальное значение $K_{a100}$ | $D_{cp}$ , мкм     | $D_{max}$ , мкм    | % $D_{\leq 10}$<br>мкм | МУГ, %       | % вязкой составляющей | $T_{к6}$ , °С           |
|---|--|----------------------------------|--------------------|--------------------|------------------------|--------------|-----------------------|-------------------------|
| при $\theta_i=5^\circ$                      |  |                                  |                    |                    |                        |              |                       |                         |
| 5/50-6                                      | Снижение степени деформации менее 10 %   | 1,88                             | 6,7...13,5         | 20,0...26,5        | 82...51                | 35...43      | 80                    | +5                      |
| 5/50-7                                      | Снижение температуры деформации до $T_{sr}$ (80...100°С)   | 2,26                             | 8,9...17,1         | 22,5...38,0        | 66,5...54              | 34...48,5    | 75                    | 0                       |
| 5/50-8                                      | Соблюдение режима ( $T_{sr}+50^\circ\text{C}$ )→ $T_{sr}$ ( $T_{посл.}=(T_{sr}-50^\circ\text{C})$ )<br>При схеме обжатий 10→15 % | 1,16                             | 6,5...10,8         | 20...20,5          | 86...58,5              | 30...32      | 90                    | -15                     |
| <b>Требования к параметру</b>               |  | <b>Не более 1,2</b>              | <b>Не более 10</b> | <b>Не более 20</b> | <b>Не менее 65</b>     | <b>30-40</b> | <b>Не более 90</b>    | <b>Не выше минус 15</b> |
| <i>Требования к <math>\Delta</math></i>     |  | -                                | <b>не более 5</b>  |                    | <b>Не более 20</b>     | -            |                       |                         |

Примечание:  $\Delta$  - допустимое изменение параметра структуры по сечению листового проката

В Таблице Г.2 представлены механические свойства листовых прокатов толщиной 50 мм из низколегированной стали с пределом текучести не менее 355-390 МПа. Для исследованных листов получен близкий уровень прочности (значения предела текучести - 450...480 МПа, временного сопротивления - 580...590 МПа) и пластичности (значения относительного удлинения - 26...28 %), а также сопротивляемости слоистым разрывам, оцениваемой по результатам испытаний на растяжение в Z-направлении (значения относительное сужение в направлении толщины  $Z_z$  - 52...77 %). При этом они существенно отличались своей хладостойкостью и сопротивляемостью хрупкому разрушению, оцениваемых по различным критериям, в том числе:

- результатами испытаний на ударный изгиб на образцах, вырезанных из середины по толщине (от 125 до 225 Дж), и ударный изгиб после механического старения на образцах, отобранных от поверхности (от 19 до 244 Дж), при температуре испытаний минус 60 °С;
- количеством вязкой составляющей в изломе полнотолщинных проб (от 75 до 90 %);
- полученными значениями  $T_{к6}$  при испытаниях на статический изгиб полнотолщинных проб (от плюс 5 до минус 15 °С),

что свидетельствует о формировании ферритно-бейнитной структуры с различной степенью неоднородности по сечению исследованных листов толщиной 50 мм в зависимости от

использованной температурно-деформационной схемы на высокотемпературной стадии прокатки, Рисунок 5.8.

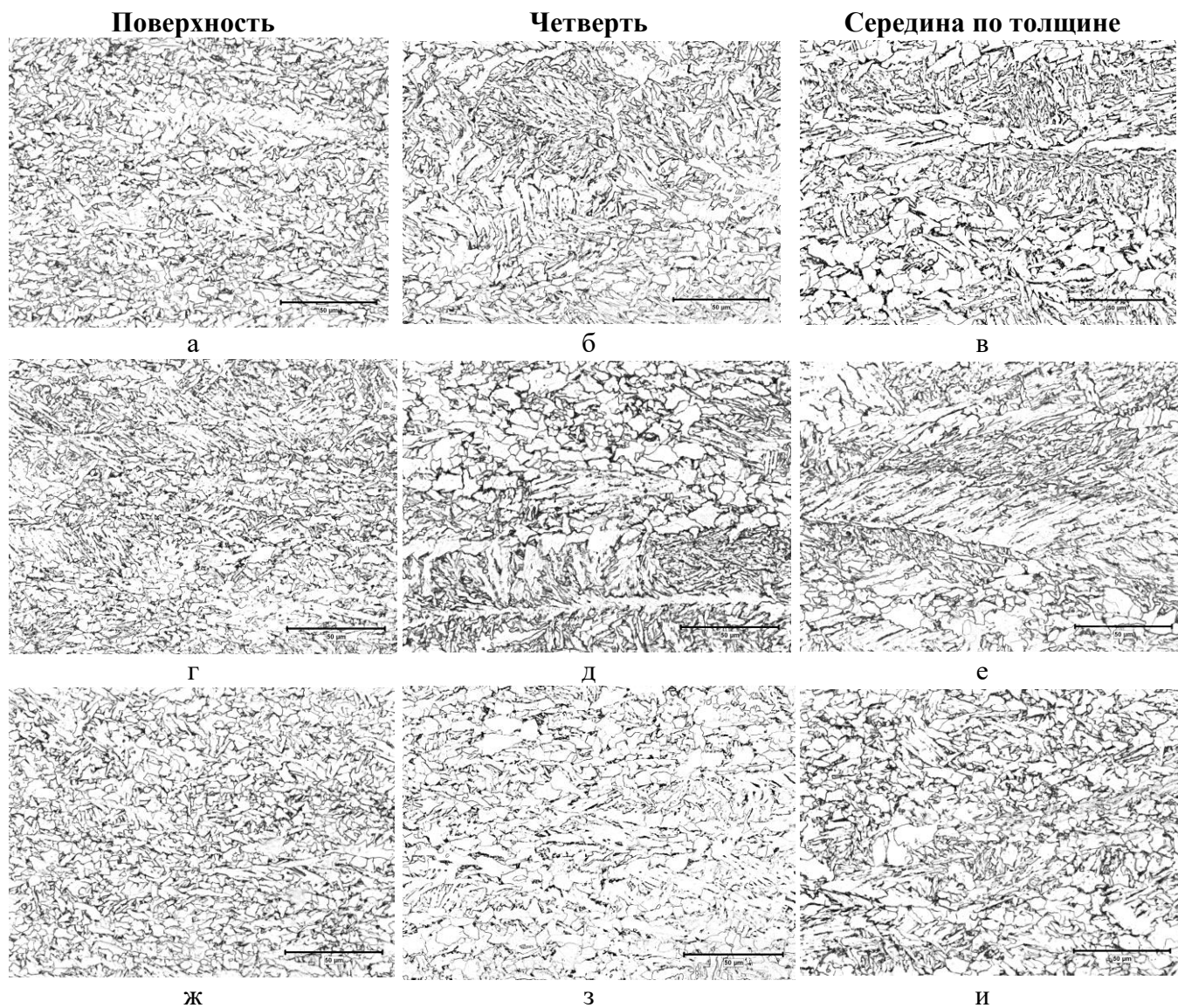


Рисунок 5.8 - Структура исследованных листовых прокатов №№ 5/50-6 (а-в), 5/50-7 (г-е) и 5/50-8 (ж-и) из низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 355-390 МПа вблизи поверхности (а, г, ж), в четверти (б, д, з) и в середине (в, е, и) по толщине 50 мм

Отсутствие интенсивной проработки структуры на черновой стадии прокатки при изготовлении листового проката № 5/50-6 (обжатия 5-8 % за проход на первых шести-семи проходах, что составляет порядка 70 % от общего числа проходов на высокотемпературной стадии), Рисунок 5.8 а, не позволило осуществить эффективное измельчение аустенитных зерен за счет протекания процесса СР в междеформационных паузах, несмотря на поддержание оптимальной температуры деформации ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ ) $\rightarrow T_{sr}$  на поверхности с учетом ее градиента по сечению промежуточной заготовки. В результате из полученного разноразмерного аустенита при последующем  $\gamma\rightarrow\alpha$ -превращении сформирована неоднородная анизотропная ферритно-бейнитная структура по всей толщине листового проката (со значениями  $K_{a100}$  вплоть до 1,88), в которой наряду с участками дисперсного КПФ и ГБ содержится значительная доля крупных

протяженных областей РБ, образовавшихся из вытянутых в направлении прокатки крупных БАЗ с сохранением их исходного размера, по границам которых выделяется КПФ с размером зерна до 25 мкм, Рисунок 5.8 а-в. При переходе от поверхностных к центральным слоям доля таких областей существенно увеличивается, достигая ~ 32 % занимаемой площади шлифа, а размер ферритных зерен возрастает. Несмотря на большое количество МУГ (35...43 %), Таблица 5.8, значительная часть из них связана с разориентировками между рейками в пакетах РБ, о чем говорит доля границ с разориентировки 2-5° на гистограммах распределения межкристаллитных границ по углам разориентировки (~ 20 % от суммарного количества всех границ), в четверти и середине по сечению исследованного листового проката, Рисунок Г.4 г, е. Вблизи поверхности средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  составляет 6,7 мкм, в четверти и середине по толщине ~ в 2 раза крупнее (12,7 и 13,5 мкм соответственно), Таблица 5.8. Согласно представленным на Рисунке Г.4 а-в распределениям увеличение среднего РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  связано с уменьшением в ~ 2 раза доли мелких элементов структуры размером менее 3 и 5 мкм и наличием значительного количества элементов размером свыше 20 мкм (порядка 16 % в четверти и 28 % - в середине по толщине). При этом максимальные РСЭ при данном угле толерантности на расстоянии  $\frac{1}{4}$  и  $\frac{1}{2}$  от поверхности составляют ~ 23,5...26,5 мкм, Таблица 5.8.

Формирование такой структуры в данном листовом прокате № 5/50-6, несмотря на недопустимую степень неоднородности, все же позволяет обеспечить требуемый уровень  $KV^{60}$ , как на поверхности (193...226 Дж), так и в середине по толщине (130...158 Дж). Однако характеристики, оценивающие сопротивление хрупкому разрушению и хладостойкость на полнотолщинных пробах, являясь индикаторами структурной неоднородности, не удовлетворяют требованиям. Количество вязкой составляющей в изломе полнотолщинной пробы составляет 80 %, а полученное значение температуры  $T_{к6}$  - плюс 5°С, Таблица 5.8. При этом наличие значительного количества вытянутых областей РБ протяженностью более 100 мкм даже в поверхностном слое, Рисунок 5.8 а, оказывающее непосредственное влияние на деформационное (механическое) старение, несмотря на достаточно мелкозернистую структуру в целом (средний РСЭ при  $\theta_t = 5^\circ$  - 6,7 мкм и отсутствии элементов размером более 20 мкм), привело к снижению значений  $KVA^{60}$  до 19...108 Дж, Таблица Г.2.

К формированию анизотропной ферритно-бейнитной структуры, образованной крупными «грубыми» областями РБ, декорированными «прослойками» крупнозернистого «наклепанного» феррита с высокой плотностью дислокаций, может также привести занижение температуры на поверхности листового проката до ( $T_{sr}-(80...100)^\circ C$ ) на первых проходах черновой стадии прокатки, что было продемонстрировано и на образцах после моделирования на «GLEEBLE 3800», вследствие нерационального (избыточного) применения «гидросбива» для снятия окалины, несмотря на поддержание деформационной схемы по возрастающему графику в остальных проходах. В результате на высокотемпературной стадии прокатки в листовом прокате по всей его толщине образуется аустенит, отличающийся еще большей разнотолщинностью, чем в листовом прокате № 5/50-6 с нарушенным деформационным режимом: наряду с мелкими рекристаллизованными аустенитными зернами (из которых при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении сформирован КПФ и ГБ) наблюдаются крупные



нерекристаллизованные деформированные зерна. В пределах этих зерен в результате ориентированного сдвигового превращения формируются области РБ с выраженной пакетным строением, Рисунок 5.8 г-е. Доля и размер таких областей увеличивается по сравнению с листом № 5/50-6, их протяженность центральных слоев достигает 1,5 мм, а количество ~ 40 %, Рисунок 5.8 е, что приводит к увеличению среднего и максимального РСЭ по всему сечению листового проката толщиной 50 мм, Рисунок Г.5 а-в, даже в поверхностном слое.

В поверхностном слое листового проката № 5/50-7 доля структурных элементов при  $\theta_t = 5^\circ$  размером более 5 и 10 мкм увеличивается по сравнению с листом № 50-6 на ~15 %, а их максимальный размер достигает 22,5 мкм (при этом доля элементов такого размера составляет ~ 8 %), что и способствует увеличению среднего РСЭ до 8,9 мкм, Таблица 5.8. В четверти и середине по толщине данного листа количество структурных элементов размером не более 1, 3, 5 и 10 мкм при  $\theta_t = 5^\circ$  близко к значениям, полученным для листа № 5/50-6, Рисунок Г.5 а-в. Существенный рост средних РСЭ до 15,8 и 17,1 мкм в четверти и середине по сечению листа связан с увеличением их максимальных значений до ~ 32 и 38 мкм, Таблица 5.8, Рисунок Г.5 б, в, а также увеличением количества структурных элементов размером более 20 мкм до ~ 28...32% соответственно, Рисунок Г.5 б, в.

Характер распределений межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  для исследованных листовых прокатов №№ 5/50-6 и 5/50-7, изготовленных со снижением степени деформации на 60-70 % и температуры деформации в начале черновой стадии прокатки, близок, Рисунки Г.4 и Г.5 г-е. При этом небольшое увеличение количества МУГ в четверти и середине листа № 50-7 до 44,5...48,5 %, Таблица 5.8, связано все же не с увеличением границ с разориентировками  $2-5^\circ$  (количество которых приблизительно одинаково для обоих листов), а с формированием границ деформационного происхождения вследствие использования деформационной схемы прокатки с большими обжатиями за проход.

Формирование структуры с вышеописанными параметрами неоднородности по сечению листов привело к получению в листовом прокате № 5/50-7 близкого к листу № 5/50-6 комплекса прочностных, вязко-пластических свойств, а также неудовлетворительных результатов испытаний по оценке деформационного старения и хладостойкости на полнотолщинных пробах. Значения  $KV^{-60}$  составляют на поверхности 212...219 Дж, в середине по толщине - 125...192 Дж,  $KVA^{-60}$  - 32...198 Дж. Количество вязкой составляющей в изломе полнотолщинной пробы после испытаний при комнатной температуре - 75 %, а полученное значение температуры  $T_{кб} - 0^\circ C$ , Таблицы 5.8, Г.2.

Установлено, что для ферритно-бейнитных сталей уровней прочности 355-390 также целесообразно применение температурной схемы проведения черновой стадии прокатки, обеспечивающей поддержание температуры по убывающему графику  $(T_{sr}+50^\circ C) \rightarrow T_{sr}$  с контролируемым занижением температуры деформации в последнем проходе до ~  $(T_{sr}-50^\circ C)$  при использовании возрастающей схемы обжатий в узком диапазоне (не менее 10 % и не более 15 %) для исключения вышеописанного неблагоприятного «перегрева» центральных слоев с формированием разнотерности аустенитной структуры (вследствие развития собирательной рекристаллизации аустенита), а также излишнего наклепа статически рекристаллизованных

зерен аустенита. Такой режим деформации на высокотемпературной стадии прокатки, использованный при изготовлении листового проката № 5/50-8, обеспечивает формирование квазиизотропной по всей толщине листа ферритно-бейнитной структуры, Рисунок 5.8 ж-и, с суммарным содержанием КПФ и ГБ - 75...90 % с развитым субзерненным строением, что подтверждается наличием существенного количества МУГ ~ 30...32 %, порядка 20 % из которых имеют разориентировки 5-15°, Рисунок Г.6 г-е. Доля областей РБ, равномерно распределенных по площади шлифа, - не более 15 %, что подтверждает отсутствие значительного пика - ~ 9-10 % от общей протяженности всех границ с разориентировками на границах 2-5°, Рисунок Г.6 г-е. Кроме того, для данного листа достигнуто оптимальное сочетание МУГ и БУГ с углами разориентировки более 50° (в соответствии с результатами, полученными в Главе 3 диссертационной работы) для ферритно-бейнитных сталей, обеспечивающее высокую хладостойкость по ~ 30 %.

Средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  составляет 6,5...10,8 мкм при их максимальном размере ~ 20 мкм по всей толщине листового проката. Рост среднего РСЭ в середине по толщине происходит за счет увеличения доли более крупных элементов структуры размером ~ 20 мкм (до ~ 17 %, тогда как в четверти по толщине такие зерна занимают ~ 5 %), Рисунок Г.6 б, в. Количество структурных элементов при  $\theta_t=5^\circ$  размером не более 5 мкм варьируется от ~ 52 до 19 %, не более 10 мкм – от ~ 86 до 58,5 %, что несколько ниже требований, как по их значению, так и по максимально допустимому изменению по сечению (не более 20 %), Таблица 5.8. Это подтверждает тот факт, что формирование структуры заданной степени изотропности (с допустимой анизотропией и неоднородностью по сечению) достигается только в случае рационального выбора всего комплекса технологических параметров, в том числе более подробно рассмотренных далее. При этом следует отметить, что доля более мелких зерен размером не более 1 и 3 мкм, согласно полученным распределениям, отличается несущественно от двух других листовых прокатов №№ 5/50-6 и 5/50-7.

Формирование данной структуры гарантирует достижение требуемой прочности, пластичности и хладостойкости в соответствии с требованиями ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС в листовом прокате толщиной 50 мм из низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 355-390 МПа. Полученные значения  $KV^{-60}$  составляют 230-250 Дж (для образцов, вырезанных от поверхности) и 175-225 Дж (для образцов от середины по толщине листового проката),  $KVA^{-60}$  – 204-244 Дж. Однако количество вязкой составляющей в изломе полнотолщинной пробы – 90 % и значение температуры  $T_{кб}$  на нижних пределах требований к стали с индексом «Arc40» - минус 15 °С.

На Рисунке 5.9 продемонстрирован характер разрушения полнотолщинных проб от исследованных листовых прокатов с различной температурой  $T_{кб}$ . Большую часть поверхности разрушения образцов с температурой  $T_{кб}$  – плюс 5 и 0 °С от листовых прокатов № 5/50-6 и 5/50-7 занимает хрупкое транскристаллитное разрушение по типу скола и квазискола, Рисунок 5.9 а, б, г, д. На поверхности изломов наблюдаются протяженные расслои по отдельным границам и трещины по границам бывших нерекристаллизованных аустенитных зерен. В области зарождения магистральной трещины под надрезом зона вязкого разрушения отсутствует, а в

области распространения магистральной трещины встречаются участки вязкого зернограничного разрушения площадью не более 3 %, Рисунок 5.9 а, б. Развитие хрупкого механизма разрушения связано с формированием анизотропной структуры, отличающейся наличием протяженных границ раздела между областями бейнита речной морфологии и крупнозернистого деформированного феррита по их границам, Рисунок 5.9 а, б, г, д, а также достаточно крупным размером структурных элементов ( $\sim 13-17$  мкм) и значительной долей элементов размером более 20 мкм при  $\theta_t=5^\circ$  в четверти и середине по толщине данных листов. Разрушение образца с температурой  $T_{кб}$  минус  $15^\circ\text{C}$  от листа № 5/50-8 с квазиоднородной ферритно-бейнитной структурой со средним РСЭ при  $\theta_t=5^\circ \sim 11$  мкм и отсутствием элементов размером более 20,5 мкм по всему сечению листового проката происходило преимущественно вязко по механизму слияния микропор с образованием вырожденного чашечного рельефа, Рисунок 5.9 в. Кроме вязкого транскристаллитного разрушения видны участки микро- и квазискола (не более 15 %), ограниченные областями менее энергоемкого вязкого зернограничного разрушения, а также микротрещины и расслои по границам отдельных фрагментов, Рисунок 5.9 е.

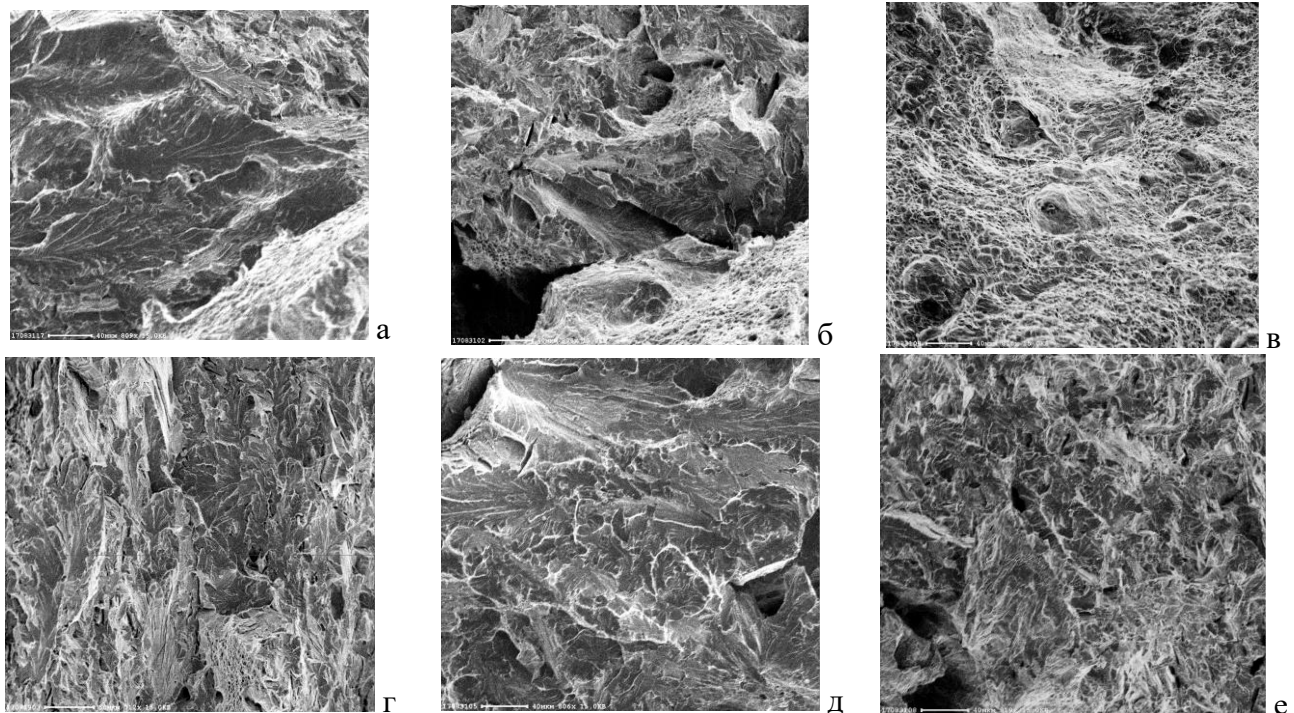


Рисунок 5.9 - Характер разрушения полнотолщинных образцов после испытаний на определение температуры  $T_{кб}$  листов №№ 5/50-6 (а, г) –  $T_{кб}=+5^\circ\text{C}$ , 5/50-7 (б, д) -  $T_{кб}=0^\circ\text{C}$  и 5/50-8 (в, е) -  $T_{кб}=-15^\circ\text{C}$  толщиной 50 мм из исследованной низколегированной стали

Таким образом, выбор рациональных температурно-деформационных схем прокатки на черновой стадии позволяет в первую очередь управлять анизотропией ферритно-бейнитной структуры, в том числе долей и протяженностью областей РБ по толщине листового проката, а также в значительной мере воздействовать на долю и РСЭ, количество МУГ и БУГ. Однако для достижения оптимального сочетания всего комплекса разработанных параметров структуры и их допустимой степени неоднородности по толщине, обеспечивающих гарантированную работоспособность при низких температурах (см. главу 3 диссертационной работы), этого не

достаточно, в связи с тем, что «тонкие» параметры структуры во многом определяются формированием субзеренной структуры в аустените при прецизионном температурно-деформационном воздействии ниже пороговой температуры  $CP$  на завершающей (чистой) стадии прокатки, а также режимами ускоренного охлаждения. Речь об этом идет ниже.

### **5.2.3. Влияние температурной схемы завершающей (чистой) стадии прокатки на структуру по сечению и характеристики работоспособности листового проката**

Сложность выбора оптимального режима завершающей стадии прокатки в промышленных условиях также обусловлена особенностями распределения температур и деформаций по сечению массивных полуфабрикатов. Температура начала чистой стадии прокатки в середине и на поверхности заготовок может отличаться на 70-100 °С в зависимости от толщины промежуточного подката, окончания прокатки для листов толщиной 50-60 мм - в среднем на величину 50-60 °С [217]. В совокупности с понижением интенсивности деформации при продвижении от поверхностных слоев к центральным это приводит к неравномерности протекания процессов фрагментации и динамической полигонизации по сечению промежуточных заготовок, обуславливая создание в аустените различного субструктурного состояния аустенита перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. При этом следует учитывать, что эта неравномерность накладывается на вышеописанную неоднородность распределения температурно-деформационных условий по толщине крупномасштабных промежуточных заготовок на высокотемпературной стадии прокатки и, как следствие, может привести к существенному повышению анизотропии структуры по сечению листового проката в случае нерационального выбора температурно-деформационной схемы чистой стадии прокатки.

Режим чистой стадии прокатки может оказывать влияние на различные параметры структуры, в том числе и на ее анизотропию, приводя к получению недопустимой степени структурной неоднородности для сталей с гарантированной работоспособностью при низких температурах. Формирование квазиоднородной ферритно-бейнитной структуры с близкими параметрами по сечению листового проката возможно при создании определенных температурно-деформационных условий на завершающей стадии прокатки, обеспечивающих получение субзеренной структуры в аустените за счет управления процессами фрагментации и динамической полигонизации дислокаций с высокой плотностью несовершенств кристаллического строения, являющихся центрами зарождения новой фазы. При этом неизбежное снижение интенсивности горячей пластической деформации в центральных слоях, снижаясь с увеличением толщины листового проката, приводит к уменьшению степени развития субзереного строения, а использование на чистой стадии прокатки схем деформации с максимальными обжатиями или использование возрастающего графика обжатий по проходам может привести к наклепу аустенитных зерен и интенсификации процесса выделения феррита. Увеличение количества выделившегося феррита повышает концентрацию углерода в оставшемся аустените, что способствует понижению температур начала и окончания бейнитного превращения, приводя к формированию крупных областей РБ.

В связи с этим для низколегированных сталей с ферритно-бейнитной структурой целесообразно применение схем обжатий, обеспечивающих, с одной стороны, увеличение плотности дефектов кристаллического строения и упорядоченное перераспределение дислокаций, а с другой, исключаящих наклеп отдельных более крупных аустенитных зерен. Для этого необходима регламентация не только минимальной степени деформации (не менее 10%), но и максимальной (не более 15 %), а также проведение деформации по убывающей схеме обжатий, что было наглядно продемонстрировано в Главе 4 в результате моделирования ТМО+УО на комплексе «GLEEBLE 3800».

«Традиционная» температурная схема прокатки на завершающей стадии прокатки предусматривает убывающий график, вследствие чего становится еще сложнее управлять температурой с учетом градиента ее распределения по сечению промежуточного подката при производстве толстолистого проката. В работе [236] было показано, что проведение прокатки на чистовой стадии по изотермическому графику при температуре ниже температуры рекристаллизации за счет высокоскоростной пластической деформации (разброс значений температуры на поверхности листового проката по проходам не превышает 20°C) с последующим охлаждением со скоростью порядка 15-20 °C/с до температур средней области бейнитного интервала позволяет сформировать в низкоуглеродистой низколегированной стали мелкодисперсную структуру преимущественно ГБ и КПФ. Эта идея легла в основу разработки температурно-деформационных схемы прокатки на завершающей стадии и при производстве листов толщиной от 35 мм и более из судостроительных сталей для Арктики. Проведенная на комплексе «GLEEBLE 3800» серия экспериментов на образцах из низколегированной судостроительной стали, микролегированной ниобием, по моделированию ТМО+УО с варьированием различных температурных схем (по возрастающему, убывающему графику и при постоянной температуре) на чистовой стадии прокатки подтвердила целесообразность данного технологического приема (см. Главу 4 диссертационной работы).

**Листовой прокат толщиной 50 мм.** Для проведения исследований были использованы три листовых проката толщиной 50 мм из низколегированной стали уровня прочности 420-460, изготовленные в опытно-промышленных условиях по технологии ТМО+УО. Режимы нагрева слябов КП под прокатку, температурно-деформационная схема высокотемпературной стадии и соотношение суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях для всех листовых прокатов соответствовали оптимальным, исключаяющим существенный рост зерна аустенита и обеспечивающим наиболее равномерное измельчение аустенитного зерна за счет СР. Завершающую (чистовую) стадию осуществляли по изотермической схеме с варьированием температуры деформации на поверхности листового проката относительно критической точки  $A_{r3}$  в соответствии с Таблицей 5.9. Ускоренное охлаждение осуществляли в УКО до температуры средней (ближе к нижней) части бейнитного интервала фазового превращения и далее замедленно на воздухе. Обобщенные данные по влиянию температуры завершающей стадии прокатки на параметры структуры, определенные с помощью EBSD-анализа, представлены в Таблице 5.9.

Таблица 5.9 – Влияние температурного режима чистой стадии прокатки на однородность структуры по сечению листового проката толщиной 50 мм и характеристики работоспособности низколегированной судостроительной стали

| Номер листа            | T <sub>2</sub>                    | D <sub>ср</sub> ,<br>МКМ | D <sub>макс</sub> ,<br>МКМ | % D <sub>≤10</sub> МКМ | GAM<br>(CPЗ),<br>° | МУГ,<br>%   | МУГ <sub>5...15°</sub><br>% | T <sub>кб</sub> , °C   | NDT,<br>°C     | CTOD <sup>-40</sup> ,<br>мм |
|------------------------|-----------------------------------|--------------------------|----------------------------|------------------------|--------------------|-------------|-----------------------------|------------------------|----------------|-----------------------------|
|                        |                                   | при θ <sub>т</sub> =5°   |                            |                        |                    |             |                             |                        |                |                             |
| 5/50-9                 | A <sub>т3</sub> –<br>(20...30) °C | 6...<br>10,4             | 11,5...<br>17,5            | 86...49                | 0,35...<br>0,53    | 32...<br>51 | 19...25                     | -8                     | -65            | 0,20                        |
| 5/50-10                | A <sub>т3</sub>                   | 4,2...<br>12,5           | 10...<br>25,5              | 100...46               | 0,40...<br>0,49    | 33...<br>37 | 18...19                     | 0                      | -70            | 0,16                        |
| 5/50-11                | A <sub>т3</sub> +<br>(30...40) °C | 6,0...<br>8,2            | 14...<br>15                | 85...72                | 0,44...<br>0,39    | 32...<br>34 | 19...22                     | -17                    | -70            | 1,01                        |
| Требования к параметру |                                   | Не более<br>10           | Не более<br>20             | Не менее<br>65         | Не более<br>0,60   | 30-40       | Не менее<br>15              | Не выше<br>минус<br>15 | Не выше<br>-65 | Не менее<br>0,25            |
| Требования к Δ         |                                   | не более 5               |                            | Не более<br>20         | Не более<br>0,15   | -           | -                           |                        |                |                             |

Примечание: T<sub>2</sub> – температура окончания завершающей (чистой) стадии прокатки

Следует отметить, что все три температурные режима чистой стадии прокатки, использованные при изготовлении листовых прокатов №№ 5/50-9, 5/50-10 и 5/50-11, обеспечивают высокий уровень прочностных и пластических характеристик, удовлетворяющий требованиям к сталям в широком диапазоне уровней прочности (значения R<sub>e</sub> – 465...480 МПа, R<sub>m</sub> – 580...610 МПа, A<sub>5</sub> – 27...29 %, Z<sub>z</sub> – 64...73 %), Таблица Г.3. При этом в зависимости от выбранной температуры деформации получен различный уровень KV<sup>-60</sup> и KVA<sup>-60</sup>, а также вид излома полнотолщинных проб вследствие формирования структуры различной степени неоднородности и анизотропии по сечению листов, Рисунок 5.10.

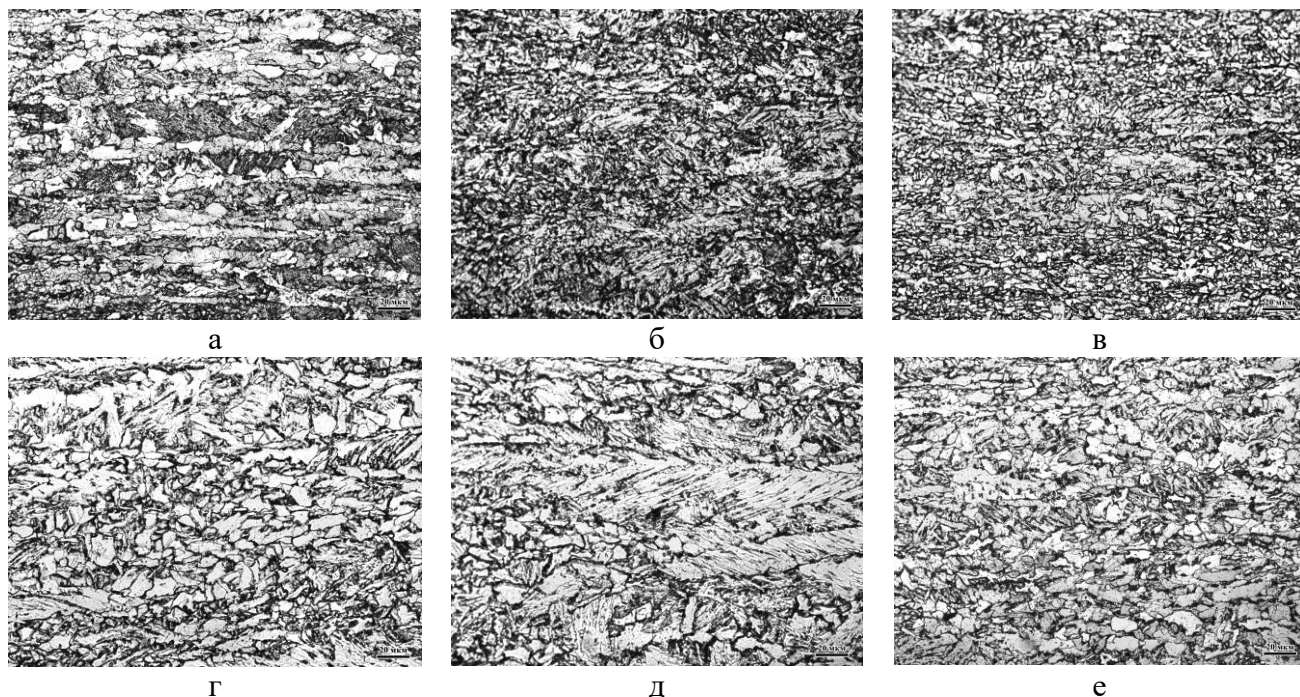


Рисунок 5.10 - Микроструктура исследованных листовых прокатов №№ 5/50-9 (а, г), 5/50-10 (б, д) и 5/50-11 (в, е) из низколегированной стали уровней прочности 350-390 вблизи поверхности (а-в) и в середине по толщине (г-е)



Проведение деформации на чистовой стадии прокатки ниже критической точки  $A_{Г3}$  на 20-30°C по значениям температуры на поверхности, ранее использованного для прокатки листов толщиной 60-70 мм из «базовых» сталей D, E, F при изготовлении листового проката № 5/50-9 привело к получению значительной неоднородности структуры по толщине, в первую очередь по соотношению структурных составляющих, оцененному по отображениям их объемных долей по шкале кривизны кристалла GAM в соответствии градацией, предложенной в работе [221], а также по количественным параметрам «негранулярного» бейнита ( $\Sigma V_B$  и максимальной протяженности его областей ( $L_{\max}$ )).

В поверхностных слоях данного листа формируется полосчатая ферритно-перлитно-бейнитная структура, содержащая до 60 % ферритной составляющей (представляющей собой преимущественно наклепанный феррит, а также зерна КПФ) при содержании бейнита различной морфологии – 35 %, что соответствует полученному значению  $GAM=0,35^\circ$ , Рисунок 5.11 в, а также подтверждается количеством БУГ более  $50^\circ$  – 29,5 %, Рисунок 5.12 д. Доля структурных составляющих с наиболее высокой степенью искаженности кристаллической решетки GAM составляет порядка 5 %, что подтверждает наличие в структуре перлита. Количество областей РБ вблизи поверхности составляет 18,5 % при их максимальной протяженности  $L_{\max}=763$  мкм, Рисунок 5.10 а. Вследствие наиболее значительной пластической деформации структурные составляющие характеризуются развитым субзерненным строением и высокой плотностью дислокации, Рисунок 5.12 б, что подтверждает высокое количество МУГ, причем большая часть (~ 20 из 31,5 %) из них имеют углы разориентировки 5-15°, Рисунок 5.12 в. В результате вблизи поверхности средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  вблизи поверхности составляет всего лишь 6 мкм, а максимальный – 11,5 мкм, Рисунок 5.11 а, б, при этом ~ 22 % элементов структуры имеют размер не более 3 мкм, ~ 48 % – не более 5 мкм, ~ 86 % – не более 10 мкм, Рисунки 5.11 г, 5.12 а, Таблица 5.9.

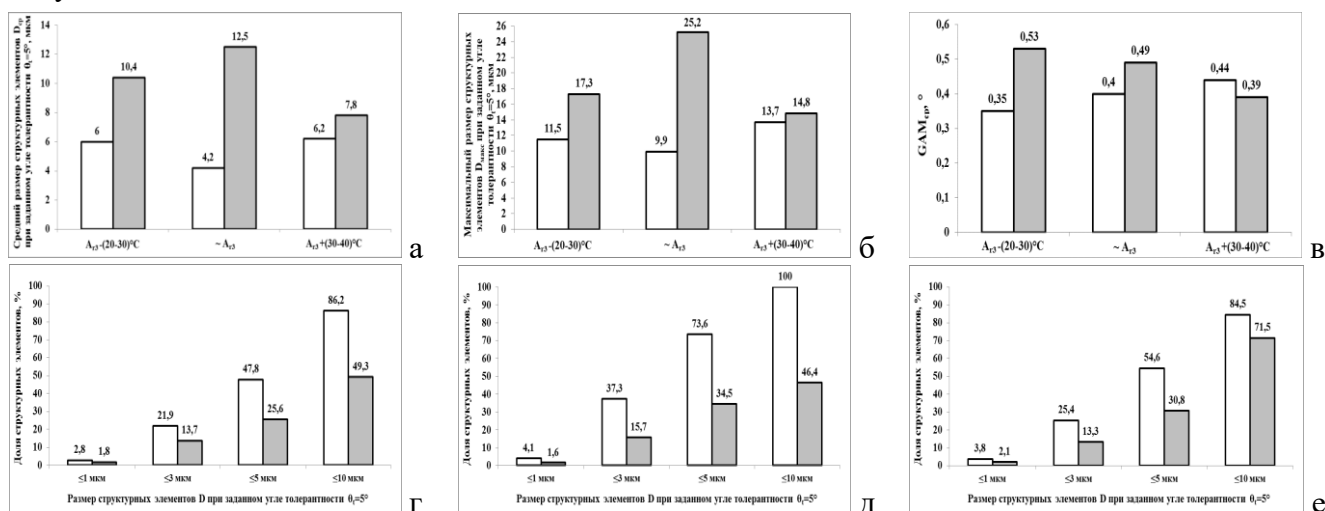
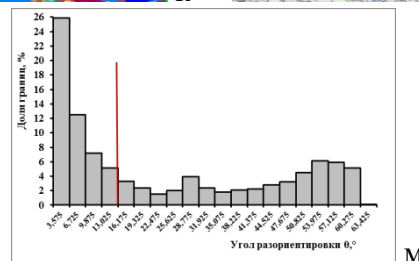
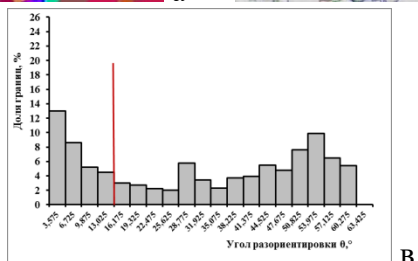
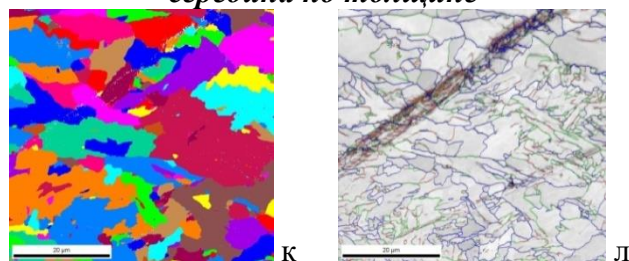
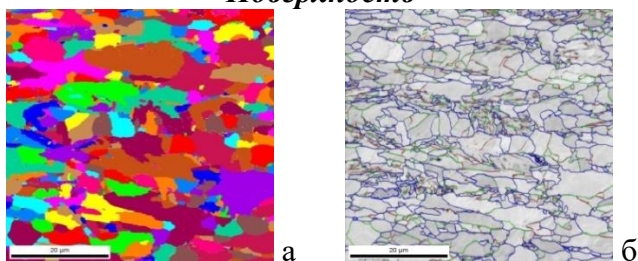


Рисунок 5.11 - Влияние температуры чистовой стадии прокатки на параметры структуры: а, б - средний  $D_{cp}$  (а) и максимальный  $D_{\max}$  (б) РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ , в – усредненная величина кривизны кристалла GAM; г-е - доля структурных элементов размером не более 1, 3, 5 и 10 мкм при  $\theta_t=5^\circ$  (светлые столбики – вблизи поверхности, темные столбики – в середине по толщине листовых прокатов №№ 5/50-9 (г), 5/50-10 (е) и 5/50-11 (е))

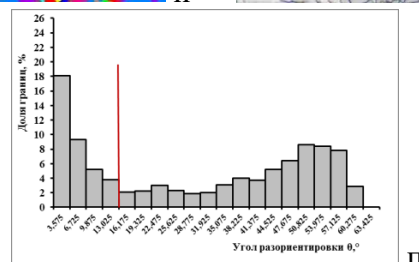
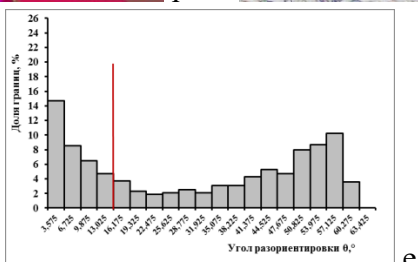
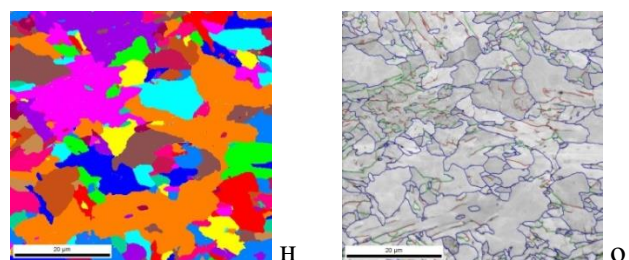
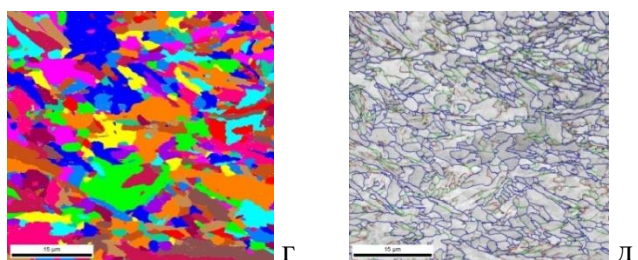
*Поверхность*

*середина по толщине*

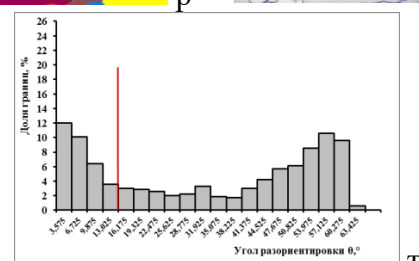
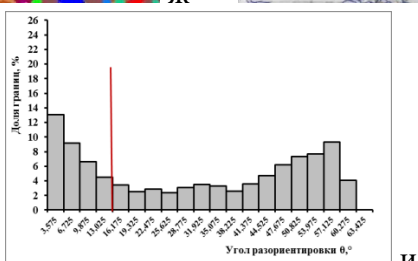
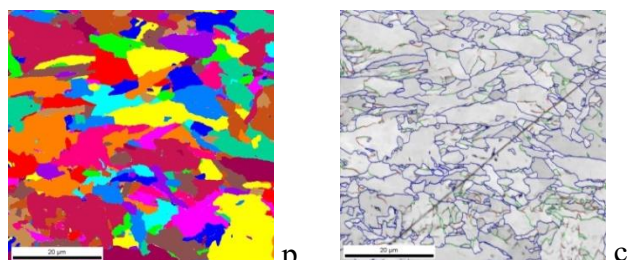
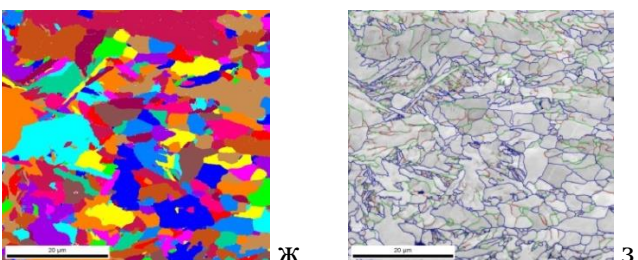
5/50-9



5/50-10



5/50-11



Boundaries: Rotator

|           | Min | Max  |
|-----------|-----|------|
| — (red)   | 2°  | 5°   |
| — (green) | 5°  | 15°  |
| — (blue)  | 15° | 180° |

Рисунок 5.12 - Структура листовых прокатов №№ 5/50-9, 5/ 50-10 и 5/50-11 толщиной 50 мм в поверхностных слоях (а-и) и в середине по толщине (к-т), представленная в виде карт структурных элементов при  $\theta_r=5^\circ$  (а, г, ж, к, н, р); карт структурных элементов с нанесением границ с различными углами разориентировки согласно цветовой шкале (красные линии – 2...5°, зеленые – 5...15°, синие - 15° и более) (б, д, з, л, о, с); гистограмм распределений межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (в, е, и, м, п, т)

В середине по сечению листового проката № 5/50-9 вследствие снижения интенсивности пластической деформации при одновременном повышении температуры центральных слоев до  $\sim A_{r3}+(20-30)^\circ\text{C}$  формируется неоднородная ферритно-бейнитная с преимущественно бейнитной составляющей до 65 % (что подтверждается повышением значения GAM до  $0,53^\circ$ , Рисунок 5.11 в), представляющей собой значительную долю крупных областей РБ - 23,5 %, характеризующихся большой протяженностью до 1306 мкм, границы которых декорированы раззернистым деформированным ферритом, а также участи ГБ, Рисунок 5.10 г. Доля КПФ в центральных слоях по сравнению с поверхностью листа  $\sim$  в 2 раза меньше, что подтверждается снижением количеством БУГ с углами разориентировки  $50-62,5^\circ$  до  $\sim 21,5\%$ , Рисунок 5.12 м. Структура характеризуется высоким количеством МУГ  $\sim 51\%$ , однако половина из них имеет разориентировки на границах не более  $5^\circ$ , указывая на тот факт, что часть из них все же связана с речной составляющей, Рисунок 5.12 м. Однако по наличию значительного количества ( $\sim 25\%$ ) границ с углом разориентировки  $5-15^\circ$  можно предположить, что совокупность температурно-деформационных условий, несмотря на снижение интенсивности пластической деформации в центральных слоях данного листа, позволяет обеспечить формирование субзеренной структуры в аустените за счет динамической полигонизации. В результате в середине по толщине средний и максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  увеличивается, но практически остается в пределах разработанных в Главе 3 требований, составляя 10,4 и 17,5 мкм соответственно, Рисунки 5.11 а, б, 5.12 л, при этом  $\sim 14\%$  элементов структуры имеют размер не более 3 мкм,  $\sim 25,5\%$  - не более 5 мкм,  $\sim 49\%$  - не более 10 мкм (при требованиях не менее 65 %), Рисунки 5.11 г, 5.12 к, Таблица 5.9.

Формирование в листовом прокате № 5/50-9 такой анизотропной структуры привело к получению очень низких значений работы удара  $KV^{60}$  (26...75 Дж вблизи поверхности и 35...216 Дж в середине по толщине) и  $KVA^{60}$  (7...17 Дж), а также количеству вязкой составляющей в изломе полнотолщинной пробы – 85 %, Таблица Г.3. Повышение критической температуры  $T_{кб}$  до минус  $8^\circ\text{C}$  при снижении среднего значения  $CTOD^{40}=0,20$  мм, вероятно, в первую очередь связаны с параметрами РБ, формированием структурных составляющих с различной усредненной искаженностью кристаллической решетки, недостаточной однородностью по РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  по сечению листового проката, Таблица 5.9.

Деформация на чистой стадии прокатки при температуре вблизи точки  $A_{r3}$  или чуть выше нее (на  $5-10^\circ\text{C}$ ) по значениям на поверхности листового проката № 5/50-10 (данный режим был предложен в более ранних работах для изготовления листов толщиной 40-50 мм из «базовых» сталей категорий D, E, F), с одной стороны, способствует формированию ферритно-бейнитной структуры с близкими морфологическими признаками по всему сечению, а с другой – приводит к увеличению разницы в РСЭ (среднем и максимальном размере, доле элементов структуры различного размера) вблизи поверхности и в середине по толщине, Рисунки 5.11 д, 5.12 г, н, Таблица 5.9.

В поверхностных слоях формируется высокодисперсная ферритно-бейнитная структура, отличающаяся наиболее развитым субзеренным строением (о чем говорит высокое количество МУГ - 34,5 %, Рисунок 5.12 е), Рисунок 5.12 д, содержащая КПФ и бейнит различной

морфологии приблизительно в равном количестве, что согласуется с полученным усредненным значением  $GAM=0,40^\circ$ , Рисунок 5.11 в. Средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  составляет 4,3 мкм, максимальный – не превосходит 10 мкм, Рисунок 5.11 а, б. При этом доли элементов структуры размером не более 1, 3, 5 и 10 мкм по сравнению с поверхностью листа № 5/50-9 заметно увеличиваются, достигая ~ 4; 37,5; 73,5 и 100 % соответственно, Рисунок 5.11 д. Следует отметить, что деформация вблизи точки  $A_{r3}$  под действием интенсивной пластической деформации вблизи поверхности, стимулируя ферритное превращение, приводит к повышению содержания углерода и легирующих элементов в оставшемся аустените, способствуя формированию областей РБ, доля которых составляет ~ 20,5 %, а протяженность достигает 602 мкм, Рисунок 5.10 б, что позволяет обеспечить требуемые (134...180 Дж) значения  $KV^{-60}$  на образцах, вырезанных от поверхности, но является недопустимым для получения высоких значений  $KVA^{-60}$  (13...32 Дж), Таблица Г.3.

В середине по сечению данного листа при таком температурном режиме завершающей (чистовой) стадии прокатки, видимо, создаются наиболее неблагоприятные температурно-деформационные условия для формирования развитой субструктуры в аустените (повышение температуры деформации до ~  $A_{r3}+(50-60)^\circ C$  в совокупности со снижением ее интенсивности), вследствие чего формируется неоднородная ферритно-бейнитная структура с крупными областями РБ, доля которых составляет ~ 22,6 %, а протяженность  $L_{max}=1413$  мкм, Рисунок 5.10 д, а по их по границам наблюдаются полосы разнотермического феррита. Доля КПФ снижается ~ на 12-14 % по сравнению с поверхностным слоем, что согласуется с повышением значения  $GAM$  до  $0,49^\circ$ , Рисунок 5.11 в. В структуре видны отдельные крупные зерна  $\alpha$ -фазы неправильной формы без наличия субзеренной структуры, Рисунок 5.12 о. В результате наблюдается существенное увеличение РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ : среднего – до 12,5 мкм (при требованиях не более 10 мкм), максимального – ~ до 25,5 мкм (при требованиях – не более 20 мкм), а также их изменения по сечению, Рисунок 5.11 а, б. При этом доля элементов структуры размером менее 1, 3, 5 и 10 мкм снижается ~ в 2-2,5 раза по сравнению с поверхностным слоем, не соответствуя разработанным требованиям, Рисунок 5.11 д.

Получение в листовом прокате № 5/50-10 неоднородной по толщине ферритно-бейнитной структуры приводит к снижению сопротивления хрупкому разрушению (доля волокна в изломе полнотолщинной пробы – 80 %), а формирование значительной доли (более 20 %) протяженных областей «негранулярного» бейнита в сочетании с увеличением РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  не может обеспечить высокие стабильные значения  $KV^{-60}$  (36..163 Дж), Таблица Г.3, и высокую работоспособность стали ( $T_{к6} - 0^\circ C$ ;  $CTOD^{-40}=0,16$  мм), Таблица 5.9.

Гарантированные характеристики работоспособности при низких температурах ( $T_{к6} = -17^\circ C$ ;  $NDT = -70^\circ C$ ;  $CTOD^{-40}=1,01$  мм) в сочетании с плотным вязким строением излома полнотолщинных проб (95 %) и требуемой хладостойкостью по результатам испытаний на ударный изгиб для образцов, вырезанных как от поверхности (233...274 Дж), так и из середины по толщине (165...210 Дж), в том числе после механического старения (161...218 Дж) при температуре испытаний минус  $60^\circ C$  обеспечено только в листовом прокате № 5/50-11, Таблицы 5.9, Г.3, изготовленном с проведением завершающей стадии по изотермическому

температурному графику при температуре на поверхности выше критической точки  $A_{r3}$  на  $\sim 30^\circ\text{C}$ , что хорошо согласуется с результатами моделирования на комплексе «GLEEBLE 3800».

Ферритно-бейнитная структура данного листа отличается высокой степенью однородности и изотропности по толщине как по морфологии, так и по РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ , Рисунок 5.12 ж, р, з, с. Доля КПФ и ГБ с развитой субзеренной структурой, о чем говорит высокое количество МУГ - 32...33,5 %, Рисунок 5.12 и, т (при доле границ с разориентировками более  $5^\circ$  -  $\sim 20\%$ ), составляет  $\sim 75\text{...}85\%$  по всей толщине листа, что согласуется с полученными усредненными значениями кривизны кристалла GAM - 0,39...0,44°, Рисунок 5.11 в. Количество областей РБ составляет 13,5...15,4 %, а их протяженность не превышает 458 мкм по всему сечению данного листа, Рисунок 5.10 в, е. О высокой степени дисперсности сформированной структуры листового проката № 5/50-11 свидетельствуют полученные РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  с оценкой их изменения по сечению листа: средний РСЭ - 6,2...7,8 мкм ( $\Delta D_{\text{ср}} = 2,6$  мкм), максимальный -  $\sim 14\text{...}15$  мкм ( $\Delta D_{\text{макс}} = 1$  мкм), доли структурных элементов различного размера - %  $D_{\leq 3 \text{ мкм}} = \sim 25,5\text{...}13,5\%$  ( $\Delta\% D_{\leq 3 \text{ мкм}} = 12\%$ ), %  $D_{\leq 5 \text{ мкм}} = \sim 54,5\text{...}31\%$  ( $\Delta\% D_{\leq 5 \text{ мкм}} = 23,5\%$ ) и  $D_{\leq 10 \text{ мкм}} = 84,5\text{...}71,5\%$  ( $\Delta\% D_{\leq 10 \text{ мкм}} = 13\%$ ), Рисунок 5.11 е.

Следует отметить, что для листового проката толщиной 71-100 мм с целью исключения «перегрева» металла в его центральных слоях целесообразно контролируемое занижение заданной температуры на поверхности, выбор которой потребовал корректировки оптимального режима завершающей стадии (разработанного для изготовления листов толщиной 35-70 мм) с целью минимизации анизотропии ферритно-бейнитной структуры по сечению.

**Листовой прокат толщиной 100 мм.** Для проведения исследований были выбраны три листовых проката толщиной 100 мм из низколегированной стали уровня прочности 355-390 химического состава № 2 с  $C_{\text{эКВ}}=0,30\%$ , Таблица 4.1, изготовленные в опытно-промышленных условиях по технологии ТМО+УО из слэбов КП. Температурно-деформационный режим высокотемпературной стадии и соотношение суммарной степени деформации на черновой/чистой стадиях близки для всех исследованных листов толщиной 100 мм и обеспечивают формирование мелкозернистого аустенита за счет управления рекристаллизационными процессами в соответствии с вышеописанными рекомендациями. Температурную схему по проходам на завершающей стадии прокатки также, как и для стали уровня прочности 420-460 мм толщиной 50 мм, варьировали относительно критической точки  $A_{r3}$ . Охлаждение после прокатки осуществлялось в УКО до температуры чуть ниже бейнитного интервала фазового превращения, а далее - замедленно на воздухе.

Для исследованных листов получен близкий уровень прочности (значения предела текучести - 410...437 МПа, временного сопротивления - 512...529 МПа) и пластичности (значения относительного удлинения - 22,5...26 %), а Z-свойств - 41...51 %), Таблица В.4. При этом существенно отличался уровень работы удара при температурах испытаний минус 40...минус 60 °С, Таблица 5.10.

Таблица 5.10 – Значения работы удара и работы удара после механического старения исследованных листовых прокатов толщиной 100 мм

| T <sub>2</sub>                              | Условный номер листа | KV <sup>-40</sup> , Дж |                       | KV <sup>-60</sup> , Дж |                       | KVA <sup>-40</sup> , Дж |
|---|----------------------|------------------------|-----------------------|------------------------|-----------------------|-------------------------|
|   |                      | П                      | С                     | П                      | С                     | П                       |
| Ниже A <sub>r3</sub> на всех проходах       | 5/100-2              | <u>9-219</u><br>118    | <u>318-327</u><br>324 | <u>7-27</u><br>15      | <u>12-224</u><br>88   | <u>18-218</u><br>107    |
| A <sub>r3</sub> +(10...15) °C               | 5/100-3              | <u>240-312</u><br>263  | <u>192-236</u><br>214 | <u>6-24</u><br>12      | <u>174-204</u><br>193 | <u>315-332</u><br>319   |
| Ниже A <sub>r3</sub> на первых 1-2 проходах | 5/100-4              | <u>319-328</u><br>324  | <u>240-317</u><br>289 | <u>282-335</u><br>300  | <u>192-195</u><br>194 | <u>347-349</u><br>348   |
| <b>Требования ГОСТ Р 52927</b>              |                      | <b>Не менее 50</b>     |                       |                        |                       |                         |

К формированию неоднородной по сечению листового проката крупнозернистой ферритно-бейнитной структуры с высокими коэффициентами анизотропии  $K_{a100}$  (характеризующего вытянутость наиболее крупных структурных составляющих, как в поверхностных слоях, так и в центральных, что в случае листового проката толщиной 100 мм наиболее представительно для оценки степени структурной неоднородности), образованной крупными «грубыми» бейнитными областями, декорированными «прослойками» наклепанного феррита размером ~ от 10 до 60 мкм, может привести занижение поверхностной температуры ниже критической точки A<sub>r3</sub>, то есть ниже температуры начала деформационно-индуцированного образования феррита, как на всей завершающей стадии прокатки, Рисунок 5.13 а-в, так и только на первых ее проходах (при проведении остальных проходов в пределах или чуть выше точки A<sub>r3</sub> по значениям поверхностной температуры прокатки), Рисунок 5.13 г-е.

При этом особенностью формирования ферритно-бейнитной структуры в листах толщиной 71-100 мм по сравнению с листами толщиной 35-70 мм является снижение значений  $K_{a100}$  при продвижении от поверхности вглубь листа по его толщине, Рисунок 5.13.

Вблизи поверхности листового проката № 5/100-2, продеформированного на всех проходах чистовой стадии ниже точки A<sub>r3</sub> сформирована крупнозернистая полосчатая структура с наиболее высокой анизотропией по критерию  $K_{a100}=7,22$ , при этом доля областей РБ размером более 100 мкм составляет около 16,9 %, а максимальная протяженность – 241 мкм. Следует отметить, что средняя ширина этих областей велика - 68 мкм. Размер ферритных зерен варьируется от 18 до 63 мкм, Рисунок 5.13 а. Это обуславливает существенное снижение значений работы удара на образцах, вырезанных от поверхности (KV<sup>-40</sup> = 9...219 Дж, KV<sup>-60</sup> = 7...27 Дж, KVA<sup>-40</sup> = 18...218 Дж), Таблица 5.10. По мере продвижения к четверти и середине по сечению листового проката структурная анизотропия снижается ~ в 3-4 раза (значения  $K_{a100}$  - 2,68...1,72), размер ферритного зерна измельчается до 5-32 мкм, а доля областей «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм V<sub>б</sub> возрастает до 29,4 %, рисунок 5.13 б, в. Существенно растет и их протяженность, достигая L<sub>макс</sub> =731 мкм, при одновременном уменьшении их средней толщины до 46 мкм. Однако, несмотря на это, для образцов от середины по толщине все же получены высокие значения KV<sup>-40</sup> = 318...327 Дж, но не обеспечивается требуемая хладостойкость при понижении температуры - KV<sup>-60</sup> = 12...224 Дж, Таблица 5.10.



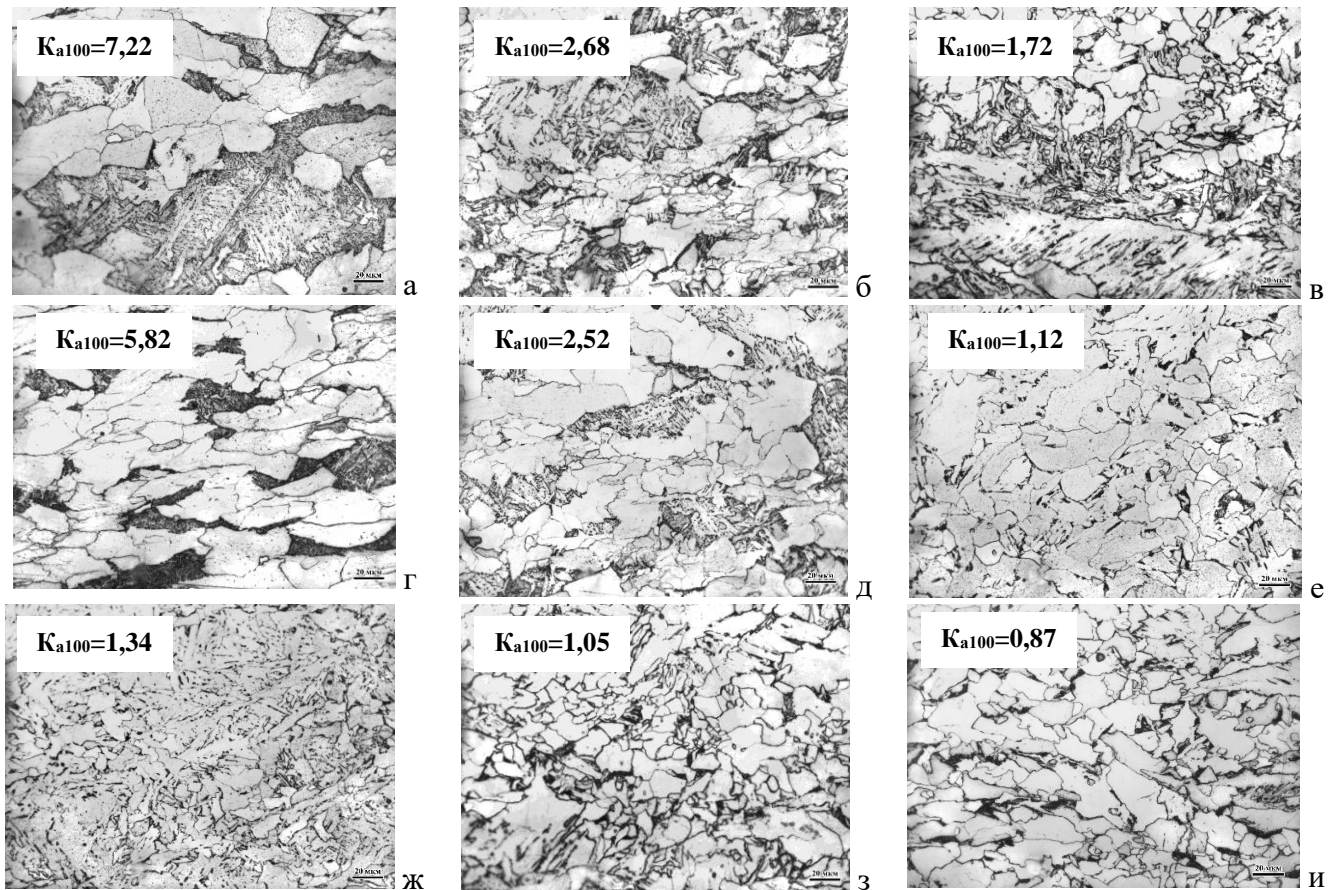


Рисунок 5.13 - Микроструктура исследованных листовых прокатов №№ 5/100-2 (а-в), 5/100-3 (г-е) и 5/100-4 (ж-и) из низколегированной стали уровней прочности 355-390 вблизи поверхности (а, г, ж), в четверти (б, д, з) и в середине (в, е, и) по толщине

Структурная анизотропия вблизи поверхности листового проката № 5/100-3, изготовленного при снижении поверхностной температуры на чистовой стадии ниже критической точки  $A_{г3}$  лишь на первых ее проходах несколько уменьшается ( $K_{a100} = 5,82$ ), как и доля областей РБ размером более 100 мкм - до 15,4 %. Бейнитная составляющая заметно измельчается, но вытягивается в направлении деформации. При этом максимальная протяженность  $L_{\text{макс}}$ , «окаймленных» крупными зернами наклепанного феррита, достигает 409 мкм, а средняя ширина уменьшается до 32 мкм, Рисунок 5.20 г. Такая степень структурной неоднородности вблизи поверхности позволяет обеспечить требуемые значения  $KV^{-40} = 240 \dots 312$  Дж и  $KVA^{-40} = 315 \dots 332$  Дж, но при понижении температуры испытаний до минус 60 °С остается на том же низком уровне ( $KV^{-60} = 6 \dots 24$  Дж), Таблица 5.10.

Перераспределение температуры и деформации в центральных слоях листа № 5/100-3 при данном режиме завершающей стадии прокатки поспособствовало формированию в четверти и середине по его толщине менее анизотропной по сравнению с листом № 5/100-2 ферритно-бейнитной структуры, Рисунок 5.13 д, е. Анизотропия структуры в центральной части данного листа оценивается следующими параметрами:  $K_{a100} = 1,12$ ,  $V_B = \sim 15,8$  %,  $L_{\text{макс}} = 580$  мкм, размером зерен КПФ и кристаллитов ГБ -  $\sim 3-28$  мкм при наличии единичных более крупных зерен размером до 38 мкм, Рисунок 5.13 е. Это позволило обеспечить для образцов,

вырезанных из середины по толщине исследованного листа, высокие значения как  $KV^{-40} = 192 \dots 236$  Дж, так и  $KV^{-60} = 174 \dots 204$  Дж, Таблица 5.10.

Проведение деформации на чистовой стадии прокатки по изотермическому графику (на  $(10-15)^\circ\text{C}$  выше критической точки  $A_{F3}$  по значениям температуры на поверхности) позволяет сформировать ферритно-бейнитную структуру с наиболее близкими параметрами структурных составляющих по толщине, Рисунок 5.13 ж-и. Вблизи поверхности вследствие более интенсивного охлаждения после прокатки структура преимущественно бейнитная с бейнитом гранулярной и речной морфологии, достаточно равномерно распределенном по площади шлифа, с коэффициентом анизотропии  $K_{a100}=1,34$ , Рисунок 5.13 ж, суммарная доля РБ составляет 15,5 %, а  $L_{\text{макс}}$  не превосходит 375 мкм. Количество КПФ не превосходит 20 %, а размер его зерен – 3-12 мкм. В четверти и середине по толщине листа увеличивается количество (до ~40-45 %) и размер зерен (3-17 мкм в  $\frac{1}{4}$  и 5-23 мкм в  $\frac{1}{2}$  по толщине) КПФ при одновременном уменьшении доли бейнитной составляющей, Рисунок 5.13 з, и. При этом анизотропия  $K_{a100}$  снижается до значений 1,05-0,87. Количество областей РБ в середине по толщине листа также не превышает 16,5 %, а  $L_{\text{макс}}$  -450 мкм, Рисунок 5.13 и. Формирование такой структуры допустимой степени неоднородности по параметру  $K_{a100}$  (не более 1,35 по всей толщине листа № 5/100-4) позволило получить высокий уровень работы удара, как в поверхностных слоях ( $KV^{-40} = 319 \dots 328$  Дж,  $KV^{-60} = 282 \dots 335$  Дж,  $KVA^{-40} = 347 \dots 349$  Дж), так и в середине по толщине ( $KV^{-40} = 240 \dots 317$  Дж,  $KV^{-60} = 192 \dots 195$  Дж), Таблица 5.10.

Таким образом, наиболее однородная и квазиизотропная ферритно-бейнитная структура с наиболее близкими параметрами по толщине листового проката до 100 мм формируется при создании температурно-деформационных условий, обеспечивающих формирование развитой субзеренной структуры в аустените за счет процессов фрагментации и динамической полигонизации с максимальным числом центров зарождения новой фазы при исключении излишнего наклепа отдельных наиболее крупных зерен аустенита (с учетом повышения температуры и снижения интенсивности пластической деформации при продвижении от поверхности к центральным слоям). Однако следует учесть, что окончательную роль в формировании ферритно-бейнитной структуры заданной изотропности и дисперсности структурных элементов играют режимы ускоренного охлаждения. При этом неравномерность распределения его температурно-кинетических параметров с увеличением толщины листового проката также растет, что оказывает существенное влияние на степень развития структурной неоднородности.

#### **5.2.4. Влияние температуры окончания ускоренного охлаждения на структуру по сечению и хладостойкость листового проката**

Для проведения данных исследований были выбраны 2 листовых проката толщиной 50 мм из низколегированной стали химического состава № 3 с  $C_{\text{экв}}=0,36$  %, изготовленные в опытно-промышленных условиях по технологии двухстадийной ТМО+УО, выполненной по оптимальным режимам с учетом проведенных исследований по влиянию температурно-

деформационных схем на параметры структуры по толщине и механические свойства. Охлаждение после прокатки проводилось в УКО до температуры средней (для листа № 5/50-12) и нижней (для листа № 5/50-13) части бейнитного интервала фазового превращения, а далее - замедленно на воздухе. Варьирование температуры окончания УО осуществлялось с учетом роста температуры в середине по толщине листового проката 50 мм и выбранного оптимального диапазона 425-500°C, установленного по результатам моделирования на комплексе «GLEEBLE 3800», выполненного в Главе 4 диссертационной работы.

Следует отметить, что оба температурных режима УО обеспечивают в листовом прокате получение высоких прочностных и пластических характеристик, удовлетворяющих требованиям к стали уровней прочности 420-460, Таблица Г.5. Однако в зависимости от выбранного режима охлаждения существенно изменяется количество вязкой составляющей в изломе полнотолщинных проб и хладостойкость стали, определяемая значениями критической температуры  $T_{кб}$ , а также стабильностью значений KV и KVA при температурах до минус 80°C, таблица 5.11.

Таблица 5.11 – Значения работы удара и работы удара после механического старения исследованных листовых прокатов при понижении температуры испытаний

| Условный номер листа | Температура испытаний, °C | KV, Дж        |                      | KVA, Дж       |                      | $T_{кб}$ , °C |
|----------------------|---------------------------|---------------|----------------------|---------------|----------------------|---------------|
|                      |                           | П             | С                    | П             | С                    |               |
| 5/50-12              | -40                       | 360, 324, 330 | 286, 159, 306        | 326, 309, 273 | <b>39</b> , 213, 215 | -10           |
|                      | -60                       | 357, 333, 339 | 240, 195, 189        | 320, 279, 276 | 237, 240, 159        |               |
|                      | -80                       | 342, 342, 330 | <b>18</b> , 207, 180 | 303, 312, 271 | <b>27, 32, 21</b>    |               |
| 5/50-13              | -40                       | 339, 334, 331 | 341, 376, 328        | 334, 344, 333 | 346, 339, 336        | -35           |
|                      | -60                       | 318, 312, 304 | 316, 314, 309        | 294, 290, 306 | 234, 236, 248        |               |
|                      | -80                       | 224, 186, 228 | 239, 255, 224        | 305, 275, 298 | 342, 235, 317        |               |

Охлаждение листового проката № 5/50-12 толщиной 50 мм до температуры среднего интервала бейнитного превращения привело к формированию неоднородной ферритно-бейнитной структуры, как по морфологическим признакам, Рисунок 5.14 а-в, что подтверждается формированием структурных составляющих с различной искаженностью кристаллической решетки (значения GAM варьируются от 0,81° до 0,66°), так и по РСЭ, Таблица 5.12. Более интенсивные процессы горячей деформации и охлаждения в поверхностных слоях в совокупности с охлаждением до температуры средней части бейнитного интервала, с одной стороны, стимулируют формирование первоначального выделения дисперсного КПФ и ГБ в данном листе, а с другой, вследствие повышения содержания углерода и легирующих элементов в оставшемся объеме аустенита, понижения температуры бейнитного превращения, способствует формированию значительного количества РБ и МГБ, Рисунок 5 а. Это хорошо согласуется с полученным высоким значением усредненной кривизны кристалла

$GAM=0,81^\circ$ , а также наличием значительного количества МУГ с углами разориентировки 2-5°, существенная часть из которых приходится на разориентировки между смежными рейками, Рисунок Г.7 ж.

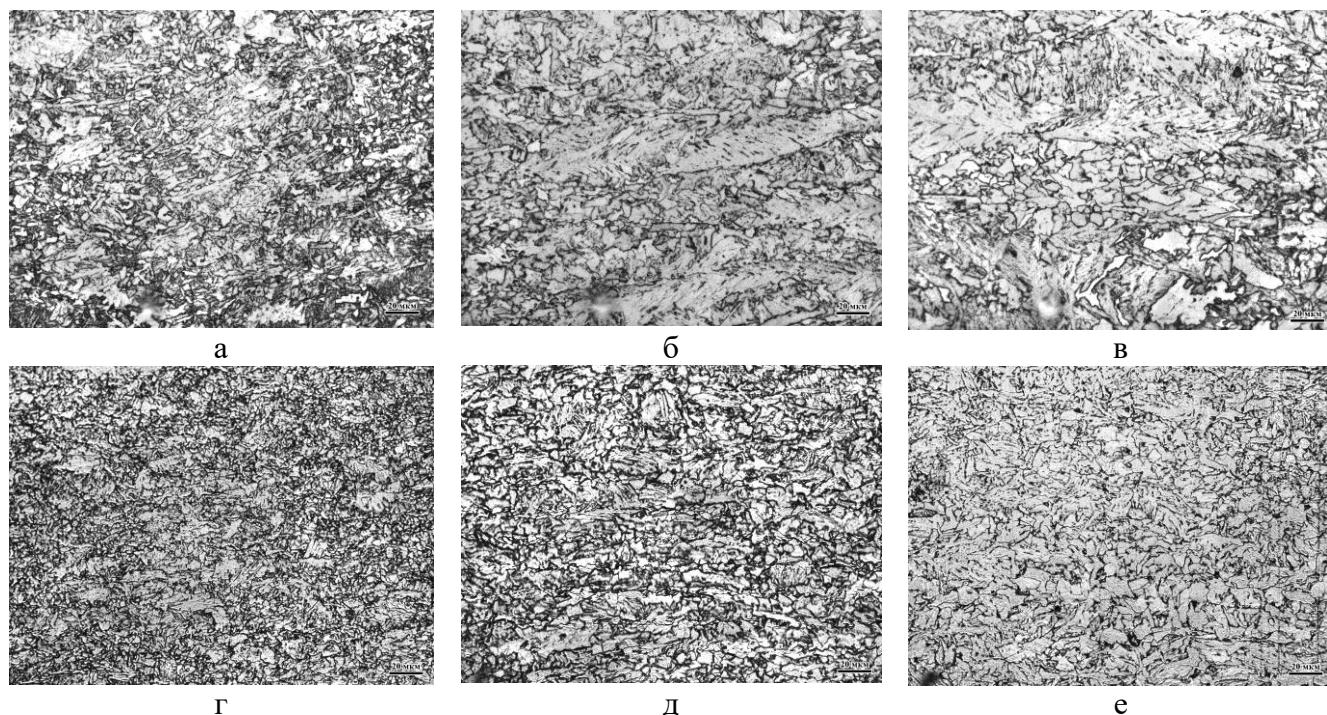


Рисунок 5.14 - Микроструктура исследованных листовых прокатов №№ 5/50-12 (а, в, д) и 5/50-5 (б, г, е) из низколегированной стали с  $S_{экв}=0,36\%$  вблизи поверхности (а, г), в четверти (б, д) и в середине (в, е) по толщине

Таблица 5.12 – Результаты количественного анализа параметров структуры исследованных листовых прокатов по толщине, полученные с помощью EBSD-анализа

| Параметр структуры  | $\theta_t, ^\circ$ | 5/50-12     |             |             | 5/50-13 |      |      |
|---|--------------------|-------------|-------------|-------------|---------|------|------|
|   |                    | П           | Ч           | С           | П       | Ч    | С    |
| МУГ, 30-40 %  | -                  | <b>62</b>   | <b>60</b>   | <b>43,5</b> | 34,5    | 39   | 37,5 |
| БУГ <sub>50-62,5</sub> , не менее 20 %                                  | -                  | <b>12,5</b> | 20          | 26          | 28      | 30   | 31   |
| GAM, не более 0,60°   | -                  | 0,81        | 0,73        | 0,66        | 0,56    | 0,58 | 0,54 |
| Средний РСЭ $D_{ср}$ , мкм,<br>не более 10 мкм при $\theta_t=5^\circ$   | 5                  | 8,8         | <b>11,6</b> | <b>16,5</b> | 6,6     | 8,6  | 9,1  |
|   | 15                 | 22,2        | 24,8        | 28,0        | 10,7    | 13,5 | 14,2 |
| Максимальный РСЭ $D_{макс}$ ,<br>не более 20 мкм при $\theta_t=5^\circ$ | 5                  | 24,5        | 28          | 30,5        | 17,5    | 20   | 20   |
|   | 15                 | 38          | 39          | 43,5        | 28,5    | 26,5 | 28   |
| <b>Доля структурных элементов заданного размера, %</b>                  |                    |             |             |             |         |      |      |
| $D \leq 5$ мкм,<br>не менее 20 % при $\theta_t=5^\circ$                 | 5                  | 44          | 25          | <b>15,5</b> | 51      | 32,5 | 29,5 |
|   | 15                 | 16          | 10          | 8           | 26      | 14   | 13   |
| $D \leq 10$ мкм,<br>не менее 65 % при $\theta_t=5^\circ$                | 5                  | 67,5        | <b>54,5</b> | <b>41</b>   | 81,5    | 76   | 72   |
|   | 15                 | 32          | 25,5        | 24          | 70      | 49   | 42,5 |

Структура поверхностных слоев отличается развитым субзерненным строением, косвенно оцениваемым по разнице в РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  и  $15^\circ$ , Рисунок Г.7 а, г. Несмотря на достаточно крупный средний РСЭ при  $\theta_t=15^\circ$  (22,2 мкм), при  $\theta_t=5^\circ$  он составляет 8,8 мкм, Таблица 5.12. При  $\theta_t=5^\circ$  количество элементов структуры размером не более 5 и 10 мкм составляет ~ 44 и 67,5%, а при  $\theta_t=15^\circ$  - не превышает 16 и 32 % соответственно. Максимальный РСЭ все же

достаточно велик как при  $\theta_t=5^\circ$  (~24,5 мкм), так и при  $\theta_t=15^\circ$  (~38 мкм). Однако значительное субструктурное «псевдоизмельчение» зерен границами, разориентированными углами 5-15°, доля которых составляет не менее 30 %, позволяет обеспечить для образцов, вырезанных от поверхности, уровень работы удара вплоть до температуры испытаний минус 80 °С – не менее 270 Дж, таблица 5.11. В четверти и середине по толщине листового проката № 5/50-12 наблюдается формирование близкой по морфологическим признакам (смесь КПФ, ГБ и РБ), но более неоднородной и разнотермической ферритно-бейнитной структуры, Рисунок 5.14 б, в, Таблица 5.12. Это обусловлено совокупностью снижения интенсивности пластической деформации и охлаждения при одновременном повышении температуры охлаждения до верхней части бейнитного интервала. В результате, вследствие выделения более крупных зерен феррита (от 5 до 24 мкм) по границам БАЗ в начале  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, в оставшемся непревращенном объеме аустенита, обогащенном углеродом и легирующими элементами, происходит образование протяженных областей РБ. В сравнении с поверхностью листа в его центральных слоях возрастает протяженность областей РБ, достигая 953 и 1248 мкм (в ¼ и ½ по толщине соответственно), а также доля феррита в структуре, о чем говорит увеличение доли БУГ<sub>более 50°</sub> (с 12,5 до ~20-26 %), Рисунок Г.7 з, и. По мере продвижения к центральным слоям, РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  заметно укрупняется, а доля субструктуры снижается (значения среднего РСЭ при  $\theta_t=15^\circ$  и  $5^\circ$  вблизи поверхности отличаются ~ в 3 раза, в четверти - ~ в 2 раза, в середине по толщине – в 1,7 раз при сравнении значений), Таблица 5.12.

Так, в четверти и середине по толщине листа при  $\theta_t=5^\circ$  средний РСЭ возрастает до 11,6 и 16,5 мкм (что не удовлетворяет разработанным в Главе 3 требованиям для гарантированной работоспособности – не более 10 мкм по всей толщине листового проката) при небольшом увеличении их максимального размера (на 4-6 мкм) по сравнению с поверхностью, где  $D_{ср}$  составляет 8,8 мкм. Это происходит за счет снижения количества более мелких элементов структуры размером не более 1 и 3 мкм - ~ в 3,7-4,3 раза, а также элементов размером не более 5 и 10 мкм - ~ на 26-28 % (в середине по толщине по отношению к поверхности), а также увеличения более крупных структурных элементов размером свыше 20 мкм – от ~ 9 % вблизи поверхности до 12 % в четверти и 37,5 % в середине по толщине листа, Таблица 5.12, Рисунок Г.7 б, в. При этом в середине по толщине доля элементов структуры размером не более 5 и 10 мкм при  $\theta_t=5^\circ$  составляют всего лишь ~ 15,5 и 41 % при требованиях не менее 20 и 65 % соответственно. При этом РСЭ при  $\theta_t=15^\circ$  отличаются по толщине листа не столь значительно, как при  $\theta_t=5^\circ$ , о чем говорят похожие гистограммы распределений по размерам структурных элементов, представленные на Рисунке Г.7 д, е. Средний и максимальный РСЭ при  $\theta_t=15^\circ$  вблизи поверхности и в середине по толщине отличается на 5-6 мкм, Таблица 5.12. Количество структурных элементов размером не более 1 и 3 мкм снижается при переходе от поверхности к середине по толщине практически не снижается, а не более 5 и 10 мкм – уменьшается ~ на 8 %. Кроме того, при продвижении вглубь по сечению листа доля более крупных элементов размером свыше 25 мкм возрастает ~ на 10 %, составляя ~ 44 и 54 %, вблизи поверхности и в середине по толщине соответственно, Рисунок Г.7 г-е.

Формирование такой неоднородной по сечению разнотельной ферритно-бейнитной структуры обуславливает пониженное сопротивление хрупкому разрушению (доля вязкой составляющей в изломе полнотолщинной пробы – 83 %, температура  $T_{кб} = -10^{\circ}\text{C}$ ), а также недостаточную хладостойкость исследованного листового проката № 5/50-12, оцениваемую по уровню значений  $KV^{-80} = 18 \dots 207$  Дж и  $KVA^{-80} = 21 \dots 32$  Дж для образцов, отобранных от середины по толщине исследованного листа, Таблицы 5.11, Г.7.

Ускоренное охлаждение до температуры нижней части бейнитного превращения по значениям на поверхности (что соответствует средней части бейнитного интервала в середине по толщине листа 50 мм), обеспечивает формирование квазиоднородной мелкодисперсной ферритно-бейнитной структуры с близкими параметрами по всему сечению листа № 5/50-13, представляющей собой смесь КПФ, ГБ, РБ, области которого равномерно распределены по площади шлифа, Рисунок 5.14 г-е. Структура характеризуется оптимальным количеством БУГ<sub>более 50°</sub> (28...31 %), равно как и характерные значения усредненной кривизны кристалла  $GAM = 0,54 \dots 0,58^{\circ}$ , Таблица 5.12. О наличии развитого субзеренного строения в них свидетельствует высокая доля МУГ - 34,5...39 %, Рисунок Г.8 ж-и, а также значительная разница в РСЭ при  $\theta_i = 5^{\circ}$  и  $15^{\circ}$ , Рисунок Г.8 а-в, г-е. При  $\theta_i = 15^{\circ}$  средние РСЭ по сечению листа составляют 10,7...14,2 мкм, а при  $\theta_i = 5^{\circ}$  - 6,6...9,1 мкм, то есть уменьшаются ~ на 5 мкм, а максимальные при тех же углах толерантности – 28,5...26,5 мкм и 17,5...20 мкм соответственно. Высокую степень дисперсности и однородности сформированной субзеренной структуры по толщине листового проката № 5/50-13 демонстрирует количественная оценка долей структурных элементов различного размера - %  $D_{\leq 5 \text{ мкм}} = 51 \dots 29,5$  % ( $\Delta\% D_{\leq 5 \text{ мкм}} = 21,5$  %) и  $D_{\leq 10 \text{ мкм}} = 81,5 \dots 72$  % ( $\Delta\% D_{\leq 10 \text{ мкм}} = 9,5$  %) при  $\theta_i = 5^{\circ}$ , Рисунок Г.8 а-в. При этом следует отметить, что по сравнению с листом № 5/50-12, охлажденным до температуры средней части бейнитного интервала, в середине по толщине данного листового проката доли самых мелких элементов структуры размером не более 1 мкм приблизительно одинаковы, а размером не более 3, 5 и 10 мкм – увеличиваются ~ в 2 раза, что способствует существенному уменьшению среднего РСЭ.

Формирование в листовом прокате № 5/50-13 дисперсной ферритно-бейнитной структуры с минимальной для данной толщины 50 мм степенью неоднородности по всем исследованным параметрам позволяют обеспечить низкую критическую температуру вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  – минус  $35^{\circ}\text{C}$ , полностью вязкий вид излома полнотолщинной пробы (что подтверждает высокую изотропность структуры по толщине), а также высокую хладостойкость по критериям величин  $KV^{-80}$  и  $KVA^{-80}$  на образцах от поверхности ( $KV^{-80} = 186 \dots 228$  Дж,  $KVA^{-80} = 275 \dots 305$  Дж) и из середины по толщине ( $KV^{-80} = 224 \dots 255$  Дж,  $KVA^{-80} = 235 \dots 317$  Дж), Таблицы 5.12, Г.5. При этом полученные параметры структуры и их изменение по толщине листового проката полностью удовлетворяют разработанным в Главе 3 требованиям к низколегированным сталям после ТМО+УО для обеспечения высоких характеристик работоспособности при низких температурах испытаний, гарантированных технологией производства.



Таким образом, для производства толстолистого проката толщиной 35-70 мм установлена целесообразность применения ускоренного охлаждения до температуры нижней части бейнитного интервала по значениям на поверхности (что соответствует средней части бейнитного интервала в середине по его сечению) за счет подавления первоначальных диффузионных процессов, которые интенсифицируются под действием значительных пластических деформаций в поверхностных слоях, тем самым создавая оптимальные термокинетические условия для формирования ферритно-бейнитной структуры с близкими параметрами по всему сечению. Для листов толщиной менее 35 мм охлаждение необходимо производить до средней части бейнитного превращения для формирования преимущественно гранулярных структур с учетом меньшего градиента распределения температуры и скорости по всему сечению листового проката. Для листового проката толщиной свыше 70 мм для исключения значительной разнотекстурности структуры в центральных слоях из-за сочетания высокой температуры и низкой скорости охлаждения рационально применение более интенсивного охлаждения чуть ниже бейнитного интервала.

### **5.3. Разработка технологических режимов ТМО+УО, обеспечивающих формирование заданной ферритно-бейнитной структуры допустимой степени неоднородности и анизотропии по сечению листового проката**

Комплекс проведенных в Главах 4 и 5 исследований по влиянию температурно-деформационных схем прокатки, а также режимов ускоренного охлаждения, на процессы структурообразования в низколегированных судостроительных сталях и анализ возможных технологических причин получения неблагоприятной анизотропной структуры в листовом прокате больших толщин в промышленных условиях, связанных с нерациональным выбором режимов производства и реальными возможностями промышленного прокатного оборудования, позволил разработать совокупность технологических приемов ТМО+УО, которые обеспечивают формирование заданной ферритно-бейнитной структуры допустимой степени неоднородности и анизотропии по различным параметрам структуры по сечению листового проката с гарантированным пределом текучести 315-390 МПа (толщиной до 100 мм) и 420-460 МПа (толщиной до 60 мм). Установлено, что необходимо соблюдение следующих технологических принципов изготовления толстолистого проката из хладостойких судостроительных сталей арктического применения [286].

1. **Нагрев под прокатку.** Температура нагрева исходных заготовок (непрерывнолитых слябов или слитков электросталеплавильного производства), определенная на основании исследований роста зерна при нагреве и проведенного моделирования на комплексе «GLEEBLE 3800», при рекомендованном микролегировании Nb или Nb+V (при содержании ниобия 0,02-0,04 %) должна составлять  $T_{sr}+(230...250)^{\circ}\text{C}$  для гомогенизации аустенита по содержанию углерода и легирующих элементов, растворения карбидной и

карбонитридной фаз при исключении значительного роста зерна аустенита, оказывающего влияние на процессы рекристаллизации аустенита. При этом время выдержки в томильной зоне методической печи не должно превышать 1 часа [286].

2. **Высокотемпературная (черновая) стадия прокатки.** Наиболее однородное измельчение исходного аустенитного зерна на черновой стадии прокатки достигается за счет проведения горячей пластической деформации на высокотемпературной стадии прокатки по убывающему температурному графику  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C})\rightarrow T_{sr}$  с поддержанием деформации по возрастающей схеме обжатий 10→15 % при контролируемом снижении температуры деформации в последних 1-2 проходах до  $\sim (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ . Данный режим черновой стадии прокатки обеспечивает многократное измельчение зерна аустенита за счет управления полнотой протекания СР за время реализуемых в промышленных условиях междеформационных пауз не более 15 сек с учетом неравномерности распределения температурно-деформационных условий по сечению крупномасштабных заготовок, препятствует развитию процесса собирательной рекристаллизации в их центральных слоях при промежуточном подстуживании и наклепу отдельных крупных аустенитных зерен вблизи поверхности. Для листового проката толщиной более 70 мм возможно использование деформационной схемы при постоянной степени обжатия  $\sim 10\%$  за проход для исключения «разогрева» центральных слоев с учетом увеличения толщины промежуточного подката при сохранении оптимального соотношения суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях прокатки [286].

3. **Промежуточное подстуживание.** Толщина промежуточного подстуживания должна определяться оптимальным (установленным для низколегированных судостроительных сталей на основании моделирования на комплексе «GLEEBLE 3800») соотношением суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях прокатки 70/30 % для обеспечения эффективного (минимального по размеру при отсутствии разнотерности) измельчения аустенитных зерен (преимущественно на черновой стадии за счет многократной СР).

4. **Завершающая (чистовая) стадия прокатки.** Формирование развитой субзеренной структуры в аустените с максимальным числом центров зарождения новой фазы на чистовой стадии прокатки обеспечивается при создании температурно-деформационных условий для протекания процессов фрагментации и динамической полигонизации по всему сечению листового проката (с учетом градиента их распределения по слоям промежуточных заготовок) при контролируемой степени наклепа аустенитной структуры (в частности, исключении наклепа отдельных более крупных аустенитных зерен), особенно в последних проходах непосредственно перед  $\gamma\rightarrow\alpha$ -превращением [286].

В связи с этим деформацию на завершающей (чистовой) стадии прокатки следует проводить с использованием убывающей схемы обжатий по проходам в пределах узкого диапазона 15→10 % согласно [286]:

- изотермическому температурному графику при температуре выше критической точки  $A_{r3}$  на  $\sim 30^{\circ}\text{C}$  для поддержания требуемой постоянной температуры на поверхности,

исключения «разогрева центральных слоев» и наклепа отдельных более крупных зерен аустенита, для листового проката толщиной 35-70 мм;

- убывающего температурного графика с началом при температуре ~ на 70-80 °С выше критической точки  $A_{r3}$  и окончанием при той же температуре на поверхности, что и для более толстых листов (выше критической точки  $A_{r3}$  на 20-30 °С) при той же убывающей схеме обжаты для более тонких листов толщиной до 35 мм;

- изотермического температурного графика при более низкой по значениям на поверхности температуре по сравнению с листовым прокатом толщиной 35-70 мм - на ~ 10-15°С для исключения «перегрева» металла в его центральных слоях для листового проката толщиной 71-100 мм.

**5. Ускоренное охлаждение в УКО.** Формирование наиболее однородной и изотропной ферритно-бейнитной структуры с близкими параметрами по сечению листового проката толщиной до 100 мм, удовлетворяющими разработанным в п. 3.1 требованиям, обеспечивается при создании температурно-кинетических условий (с учетом повышения температуры и снижения скорости охлаждения при продвижении от поверхностных к центральным слоям), сдерживающих интенсификацию ферритного превращения и, как следствие, образование в областях, обогащенных углеродом и легирующими элементами, протяженных областей РБ длиной более 100 мкм. В связи с этим следует использовать проведение ускоренного охлаждения в УКО для листового проката толщиной:

- 35-70 мм – до температуры нижней части бейнитного интервала для стали уровней прочности 420-460 и на ~ 20-30 °С выше нее - для стали уровней прочности 355-390;

- менее 35 мм до температуры средней части бейнитного превращения для формирования преимущественно гранулярных структур с учетом меньшего градиента распределения температуры и скорости по всему сечению;

- свыше 100 мм - рационально применение более интенсивного охлаждения чуть ниже бейнитного интервала для исключения значительной разнорзернистости структуры в центральных слоях вследствие сочетания высокой температуры и низкой скорости охлаждения.

Следует отметить, что к числу основных технологических нарушений, приводящих к увеличению анизотропии ферритно-бейнитной структуры вследствие формирования крупных «грубых» областей РБ протяженностью до 1,5-1,6 мм, декорированных «прослойками» наклепанного феррита, степень которой наиболее адекватно оценивается коэффициентом анизотропии  $K_{a100}$  (наблюдается его повышение в середине по толщине до значений 1,48-2,26), относятся [286]:

- понижение температуры на поверхности листового проката на первых проходах черновой, Рисунок Г.9 а-б, или чистовой (ниже критической точки  $A_{r3}$ ), Рисунок Г.9 д-е, стадии прокатки, связанное с интенсивным применением «гидросбива»;

- увеличение количества единичных обжаты менее 10 % на черновой стадии прокатки выше допустимого уровня, связанного с технологическими ограничениями энергосиловых параметров прокатных станов, на черновой стадии прокатки, Рисунок Г.9 в-г;

- наличие обжаты более 15 % за проход на чистовой стадии прокатки, Рисунок Г.9 ж-з.

Высокий уровень  $KV^{-60, -80}$  и  $KVA^{-60, -80}$ , для образцов, вырезанных от поверхности и середины по сечению листового проката, полностью вязкий вид излома полнотолщинных проб, требуемые значения критических температур  $T_{кб}$  и NDT и трещиностойкости по критерию CTOD при температурах испытаний минус 40...минус 60°C в соответствии с требованиями «Правил...» РМРС к низколегированным хладостойким судостроительным сталям с индексом «Агс» за счет формирования ферритно-бейнитной структуры заданной степени изотропности и допустимой степени неоднородности по различным параметрам в соответствии с разработанными в п. 3.1 требованиями по его сечению листового проката достигаются исключительно при точном воспроизведении в промышленных условиях разработанной совокупности технологических приемов на каждом этапе производства, что позволяет современное прокатное оборудование ведущих металлургических комбинатов. Ниже представлены примеры изготовления толстолистового проката из низкоуглеродистых низколегированных хладостойких судостроительных сталей, в том числе с индексом «Агс», по технологии ТМО+УО с использованием разработанных технологических приемов [286].

В Приложении Г на Рисунке Г.10 продемонстрирована структура листового проката из низколегированной хладостойкой стали состава № 2 уровней прочности 355-460 по ГОСТ Р 5927 и EN 10225, обеспечивающая получение требуемой прочности, пластичности и повышенной хладостойкости по критерию работы удара при низких температурах испытаний (минус 40, минус 60 °С) по всему сечению листов толщиной до 100 мм (анализ механических свойств опытно-промышленных партий данного листового проката представлен ниже в Главе 7), допустимая степень неоднородности которой контролируется выполнением требований к коэффициенту анизотропии  $K_{a100}$ , суммарной объемной доле «негранулярного» бейнита  $\Sigma V_B$  и максимальной протяженности его областей  $L_{\max}$ .

В листовом прокате толщиной от 20 до 100 мм из низколегированной стали состава № 2 уровней прочности 355-390 после ТМО+УО формируется квазиоднородная ферритно-бейнитная структура, представляющая собой преимущественно смесь КПФ (25-45 %) и ГБ. Значения  $K_{a100}$  сформированных структур составляет 0,72...0,96 вблизи поверхности и 1,14...1,34 в середине по толщине листов,  $L_{\max}$  по толщине – 370...468 мкм. При этом в листовом прокате толщиной 20-40 мм средний размер зерен КПФ и кристаллитов ГБ составляет ~ 5 мкм, встречаются единичные области РБ -  $\Sigma V_B = 6-11$  % по всей его толщине, Рисунок Г.10 а, б. В листовом прокате толщиной 41-80 мм средний размер зерен КПФ и кристаллитов ГБ составляет 7-12 мкм, а  $\Sigma V_B$  составляет 11,2-17,5 % по его толщине, Рисунок Г.10 в-е. В листовом прокате толщиной 100 мм  $\Sigma V_B$  составляет 15,5-19,5 % по всей толщине листа, при продвижении вглубь листа по толщине наблюдается увеличение количества КПФ с ~ 25 % вблизи поверхности, Рисунок Г.10 ж, до ~ 35-40 % в его центральной части со средним размером зерна 14-18 мкм, Рисунок Г.10 з.

В листовом прокате толщиной 50 мм из низкоуглеродистой низколегированной судостроительной стали состава № 1 уровней прочности 355-390 с индексом «Агс40» сформирована квазиизотропная по толщине листа ферритно-бейнитной структура, состоящая из КПФ и бейнита преимущественно гранулярной морфологии [286], Рисунок 5.15 а, б.

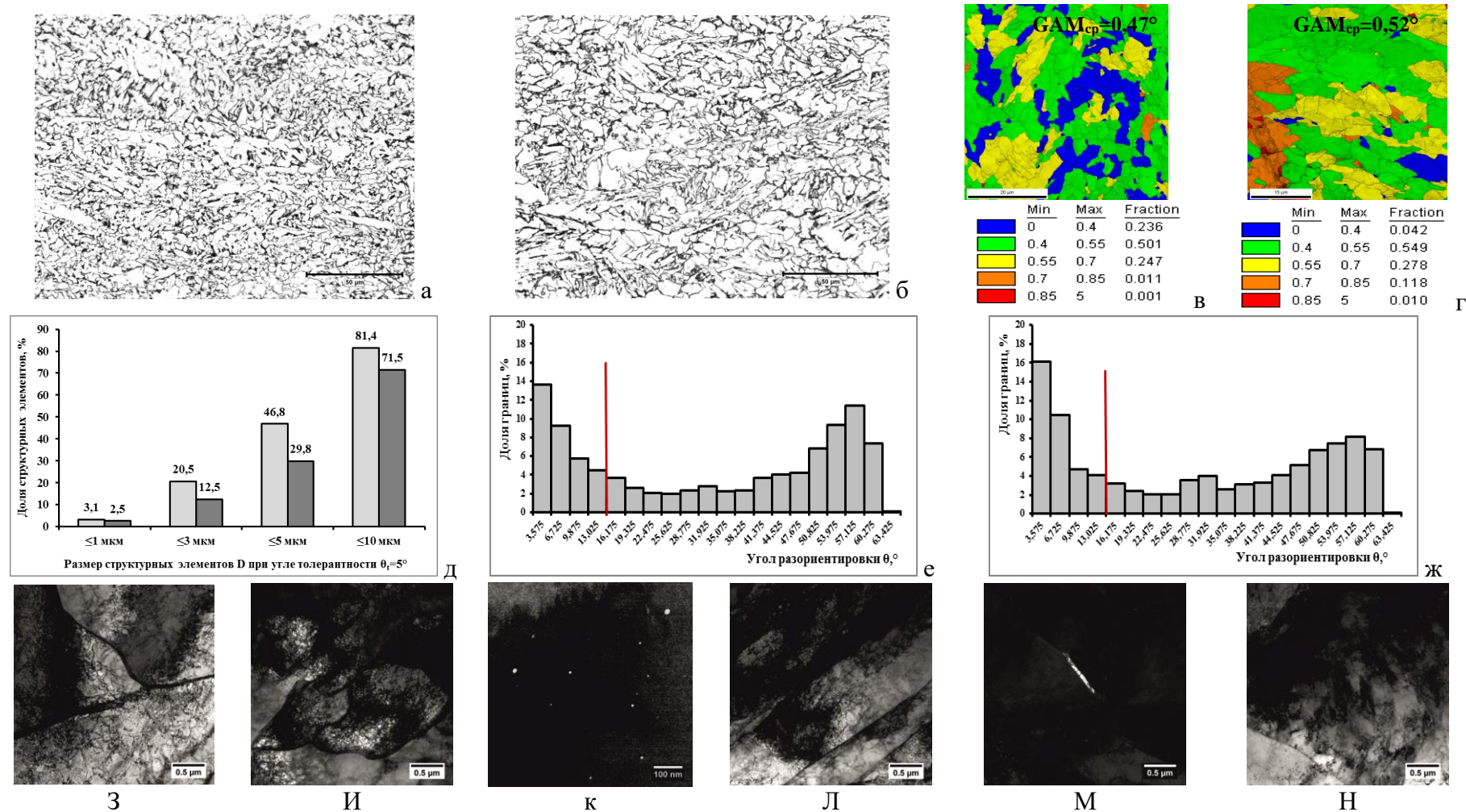


Рисунок 5.15 - Структура вблизи поверхности (а, в, е) и в середине по сечению (б, г, ж-н) листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали с пределом текучести не менее 355-390 МПа с индексом «Arc40»:

а, б – оптическая металлография; в, г – EBSD-отображения объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM; д – доли структурных элементов размером не более 1, 3, 5 и 10 мкм при  $\theta_i=5^\circ$  (светлые столбики – вблизи поверхности, темные столбики – в середине по толщине листа); е, ж - распределения межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$ ; з-н – ПЭМ: КПФ (з), ГБ (и), темнопольное изображение мелкодисперсных карбидов в рефлексе  $(120)_{\text{Fe}_3\text{C}}$  в ГБ (к), РБ (л), темнопольное изображение карбидов на границах рек в РБ (м), ППБ (н) [286]

Суммарная доля ГБ и КПФ составляет 90 в поверхностных слоях и 75 % в середине по толщине листа соответственно. Морфологическое подобие структурных составляющих подтверждают представленные отображения объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM с близкими значениями усредненной величины данного параметра –  $0,47-0,52^\circ$  по всему сечению листового проката, Рисунок 5.15 в-г. Оценка относительной протяженности границ с различными углами разориентировки  $\theta$  подтвердила наличие развитого субзеренного строения в превращенной ферритно-бейнитной структуре, о чем говорит высокая доля МУГ (~ 33...35 % по всему сечению листа, Рисунок 5.15 е, ж), большая часть (~ 20 %) из которых имеют разориентировки  $5-15^\circ$ , оказывающих благоприятное влияние на сопротивление хрупким разрушениям [286].

КПФ, доля которого составляет ~28...43 % по толщине листа, характеризуется развитым субзеренным строением и высокой плотностью дислокаций -  $1,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 5.15 з, близкой к плотности дислокаций ГБ ( $2,0...2,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ). Кристаллиты ГБ разбиты на фрагменты размером 0,5...1,5 мкм как в поверхностных слоях, так и в середине по толщине листового проката, Рисунок 5.15 и. Внутри зёрен КПФ и кристаллитов ГБ наблюдаются равномерно распределённые мелкодисперсные частицы размером 4-12 нм, Рисунок 5.15 к. При этом в середине по сечению листового проката карбиды более дисперсны, а их объёмная плотность распределения выше ( $26 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ ), чем вблизи его поверхности ( $5,7 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ ) [286].

Доля РБ с плотностью дислокаций  $2,2...2,6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , равномерно распределенного по площади шлифа, составляет не более 15 % по всему сечению листового проката. На его наличие указывает появление участков с наиболее высокой степенью искаженности кристаллической решетки (доля которых составляет 13 %) Рисунок 5.15 г. Ширина реек в РБ не превышает 0,9 мкм, рисунок 5.30 л. По границам реек обнаружены вытянутые карбидные частицы размером до 400 нм, Рисунок 5.15 м. В структуре также присутствует ППБ с плотностью дислокаций  $2,2...2,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , доля которого не превышает 10 % по всему сечению шлифа, Рисунок 5.15 н. Размеры карбидных частиц в нем не превышают 500 нм [286].

Средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  в поверхностных слоях составляет 6,2 мкм, в середине по толщине листа – 7,8 мкм при требованиях не более 10 мкм. При этом доли структурных элементов различного размера варьируется в достаточно узких пределах:  $\% D_{\leq 3 \text{ мкм}} = \sim 20,5...12,5 \%$  ( $\Delta\% D_{\leq 3 \text{ мкм}} = 8 \%$ ),  $\% D_{\leq 5 \text{ мкм}} = \sim 47...30 \%$  ( $\Delta\% D_{\leq 5 \text{ мкм}} = 17 \%$ ) и  $D_{\leq 10 \text{ мкм}} = \sim 81,5...71,5 \%$  ( $\Delta\% D_{\leq 10 \text{ мкм}} = 10 \%$ ), Рисунок 5.15 д, а максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  не превосходит 19,5 мкм, что полностью соответствует разработанным в Главе 3 требованиям.

Структура листового проката толщиной 50 мм из низколегированной судостроительной стали уровней прочности 420-460 с индексом «Arc40» состава № 3 представляет собой квазиоднородную по толщине ферритно-бейнитную смесь КПФ, доля которого не превышает 25 % по всей толщине листа, и бейнита различной морфологии [286], Рисунок 5.16 а, б.

Основной структурной составляющей является дисперсный ГБ с высокой плотностью дислокаций ( $2,4...2,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ), развитым субзеренным строением (его кристаллиты разбиты на субзерна размером 0,5-1,8 мкм) и равномерно распределенной карбидной фазой размером до 110 нм, рисунок 5.31 з, на что указывают характерные для него (более высокие по сравнению со



сталью уровней прочности 355-390) значения усредненной кривизны кристалла  $GAM=0,48...0,58^\circ$ . КПФ имеет близкую плотность дислокаций ( $1,0...1,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ), размер его фрагментов несколько крупнее – 1,1-2,2 мкм [286], Рисунок 5.16 з.

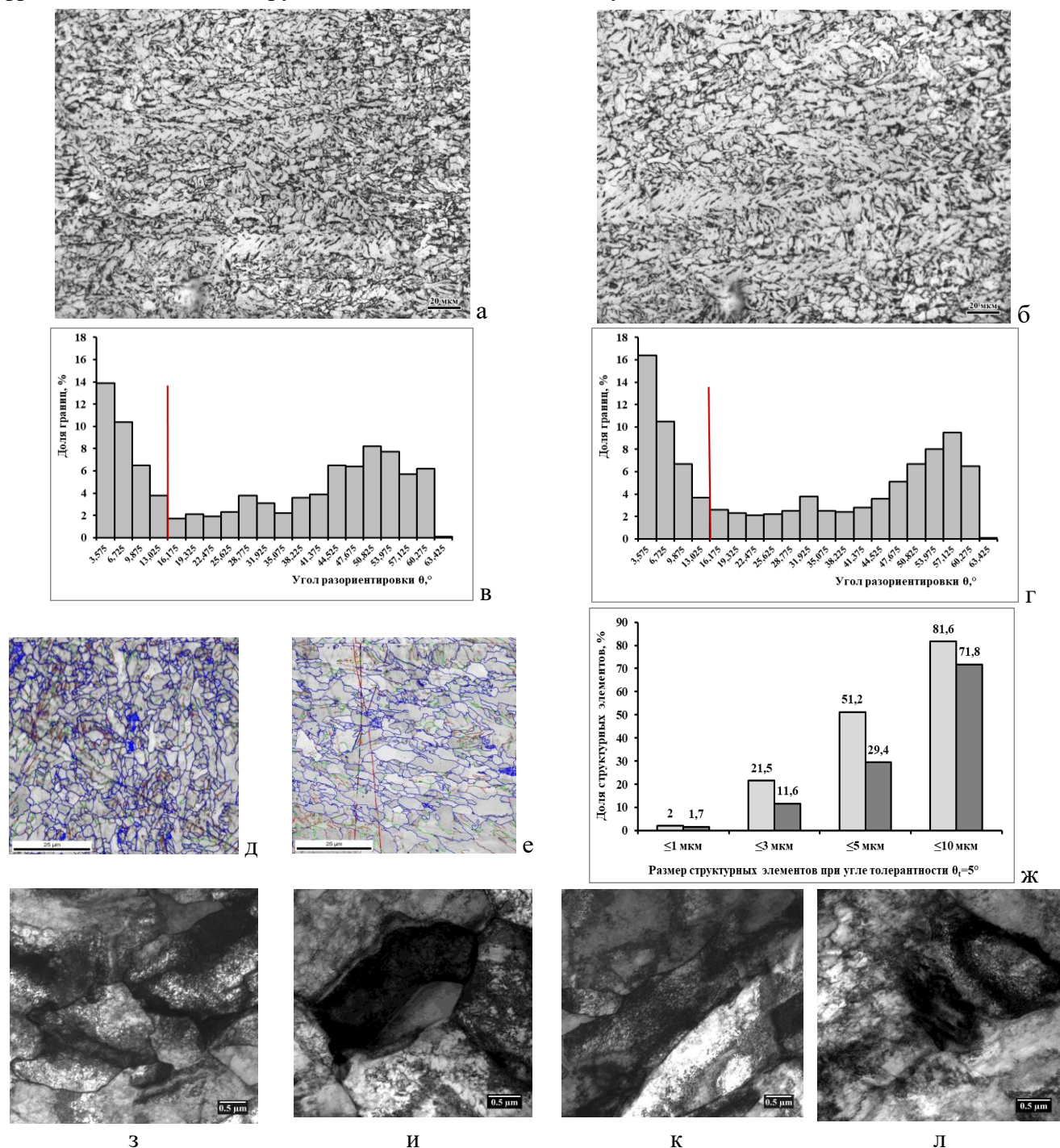


Рисунок 5.16 - Структура вблизи поверхности (а, в, д) и в середине по сечению (б, г, е-л) листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали с пределом текучести не менее 420-460 МПа с индексом «Arc40»:

а, б – оптическая металлография; в, г - распределения межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$ ; д, е - карты структурных элементов с нанесением границ с различными углами разориентировки согласно цветовой шкале (красные линии –  $2...5^\circ$ , зеленые –  $5...15^\circ$ , синие -  $15^\circ$  и более); ж – доли структурных элементов размером не более 1, 3, 5 и 10 мкм при  $\theta_t=5^\circ$  (светлые столбики – вблизи поверхности, темные столбики – в середине по толщине листа); з-л – ПЭМ: ГБ (з), КПФ (и), РБ (к), ППБ (л) [286]

Доля РБ с плотностью дислокаций  $4,2...4,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , рисунок 5.16 к, равномерно распределенного по площади шлифа, составляет не более 20 % по всему сечению листового проката. По границам рек встречаются карбидные частицы размером 120-230 нм. В структуре также присутствует ППБ с плотностью дислокаций  $1,4...1,6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , доля которого не превышает 5 % по всему сечению шлифа, Рисунок 5.16 л. Размер карбидных частиц в нем составляет 130-145 нм [286].

Структура характеризуется оптимальным соотношением МУГ (34,5...39 %), значительное количество которых подтверждает наличие развитой субструктуры, Рисунок 5.16 д, е, и близком количестве БУГ<sub>более 50°</sub> (28...31 %), Рисунок 5.16 в, г, что говорит о преимущественном формировании структур гранулярного типа, обеспечивающим высокую хладостойкость и трещиностойкость (см. Главу 3 диссертационной работы) [286].

В поверхностных слоях средний РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$  составляет 6,6 мкм, Рисунок 5.16 д, в четверти и середине по толщине листового проката он увеличивается до значений 8,6...9,1 мкм (при требованиях – не более 10 мкм и изменении по толщине – не более 5 мкм), рисунок 5.16 е. При этом доли структурных элементов различного размера варьируется по толщине листа в допустимом интервале:  $\% D_{\leq 3 \text{ мкм}} = \sim 21,5...11,5 \%$  ( $\Delta\% D_{\leq 3 \text{ мкм}} = 10 \%$ ),  $\% D_{\leq 5 \text{ мкм}} = \sim 51...29,5 \%$  ( $\Delta\% D_{\leq 5 \text{ мкм}} = 21,5 \%$ ) и  $D_{\leq 10 \text{ мкм}} = \sim 81,5...72 \%$  ( $\Delta\% D_{\leq 10 \text{ мкм}} = 9,5 \%$ ), Рисунок 5.16 ж, а максимальный РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$  не превосходит  $\sim 20$  мкм, полностью соответствуя разработанным требованиям.

Сформированная ферритно-бейнитная структура исследованного листового проката из низколегированных судостроительных сталей уровней прочности 355-390 и 420-460, изготовленного по разработанным технологическим режимам ТМО+УО, отличается высокой однородностью и изотропностью по всему сечению листов толщиной до 50 мм, полностью отвечая всем разработанным в Главе 3 требованиям к параметрам структуры, обеспечивающим высокие прочностные и вязко-пластические свойства в сочетании с гарантированной хладостойкостью и трещиностойкостью при низких температурах. Данный листовой прокат обладает требуемой прочностью и пластичностью, высокой сопротивляемостью слоистым разрывам, Таблица 5.13. Вид излома полнотолщинных образцов - вязкий (95-100 %), без расщеплений и шиферности, что говорит о высоком сопротивлении металла хрупким разрушениям. Полученные значения  $KV^{-60}$ , как для образцов, вырезанных от поверхности, так и из середины по толщине, а также  $KVA^{-60}$  составляют не ниже 200 Дж [286].

Таблица 5.13 - Механические свойства листового проката толщиной 50 мм из низколегированных судостроительных сталей с индексом «Arc»

| Уровень прочности                                 | $R_m$ , МПа           | $R_e$ , МПа           | $A_5$ , %          | $Z_z$ , %          | % B                |
|---|-----------------------|-----------------------|--------------------|--------------------|--------------------|
| 355-390   | <u>434-447</u><br>441 | <u>537-551</u><br>544 | <u>28-32</u><br>30 | <u>79-81</u><br>80 | 100                |
| 420-460   | <u>476-485</u><br>481 | <u>574-594</u><br>584 | <u>24-28</u><br>26 | <u>78-82</u><br>80 | 95                 |
| <b>Требования ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС</b> | <b>Не менее 390</b>   | <b>510-660</b>        | <b>Не менее 20</b> | <b>Не менее 35</b> | <b>Не менее 90</b> |
|   | <b>Не менее 460</b>   | <b>570-720</b>        | <b>Не менее 17</b> | <b>Не менее 35</b> | <b>Не менее 90</b> |

Характеристики хладостойкости, определяемые на крупномасштабных образцах удовлетворяют требованиям «Правил...» РМРС к стали с индексом «Arc40» ( $T_{кб}$  - минус 15 °С, NDT – минус 65 °С) для листов из стали уровней прочности 355-390 и «Arc50» ( $T_{кб}$  - минус 35 °С, NDT – минус 80 °С) для листов из стали уровней прочности 420-460. Значения CTOD существенно превышают (~ в 5 раз) требования ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС к сталям с индексами «Arc50» - 0,35-2,03 мм при среднем значении 1,18 мм (для стали с пределом текучести не менее 355-390 МПа) и «Arc40» (0,21...1,94 мм при среднем значении 1,15 мм (для более прочной стали), Таблица 5.14.

Таблица 5.14 – Характеристики работоспособности листового проката толщиной 50 мм из разработанных низколегированных судостроительных сталей с индексом «Arc» [286]

| Уровень прочности   | KV <sup>-60</sup> , Дж |                       | KVA <sup>-60</sup> , Дж | $T_{кб}$ , °С      | NDT, °С            | CTOD <sup>-40</sup> , мм   |
|---|------------------------|-----------------------|-------------------------|--------------------|--------------------|----------------------------|
|   | П                      | С                     | П                       |                    |                    |                            |
| 355-390   | <u>226-281</u><br>251  | <u>216-247</u><br>227 | <u>214-225</u><br>222   | -15                | -65                | <u>0,88-3,00</u><br>1,79   |
| 420-460   | <u>272-297</u><br>287  | <u>215-252</u><br>234 | <u>243-268</u><br>256   | -35                | -80                | <u>0,21-1,94</u><br>1,15   |
| <b>Требования ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС к стали «Arc40»</b> | <b>Не менее 80</b>     |                       |                         | <b>Не выше -15</b> | <b>Не выше -65</b> | <b>Не менее 0,15..0,25</b> |

#### 5.4. Разработка технологической документации на ведущих металлургических комбинатах РФ

Разработанные в рамках диссертационной работы прецизионные технологические режимы термомеханической обработки с ускоренным охлаждением внесены в технологическую документацию, действующую и внедренную на ведущих металлургических комбинатах - ПАО «Северсталь», ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» и ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь») (акты внедрения представлены в Приложении Е):

- Сквозная технологическая инструкция «Сквозная технология производства проката в листах для судостроения на стане «5000»» (ПАО «ММК»);
- «Технологическое письмо с целью освоения производства толстолистового проката из «Arc»-сталей марок D36, E36, D40, E40 по ГОСТ Р 52927 в толщинах от 15 до 50 мм в состоянии после термомеханической обработки (ТМСР)» (ПАО «ММК»);
- Сквозная технологическая инструкция «Сквозная технология производства листового проката толщиной до 50 мм с пределом текучести не менее 420, 460 МПа на стане «5000»» (ПАО «ММК»);

- «Технологическое письмо с целью освоения производства толстолистого проката из «Arc»-сталей марок D420W, E420W по ГОСТ Р 52927 в толщинах от 15 до 50 мм в состоянии после термомеханической обработки (ТМСР)» (ПАО «ММК»);
- «Технологическое письмо с целью освоения производства толстолистого проката из «Arc»-сталей марок D460W, E460W по ГОСТ Р 52927 в толщинах от 15 до 50 мм в состоянии после термомеханической обработки (ТМСР)» (ПАО «ММК»);
- «Технологическая инструкция на изготовление опытных образцов заготовок для производства листового проката из низколегированных сталей с гарантированными пределом текучести 355 и 390 МПа в условиях опытно-промышленного производства» (ООО «ОМЗ-Спецсталь»);
- «Технологическая инструкция на изготовление листового проката из низколегированных сталей с гарантированными пределом текучести 355 и 390 МПа в условиях опытно-промышленного производства» (ООО «ОМЗ-Спецсталь»);
- Рабочий план «Производство толстолистого проката из стали марки S355G10, S420G2, S460G2 по EN 10225 с опциональными требованиями Y20, Y30 и Y40 по стандарту Norsok в ЛПЦ ПТЛ» (ПАО «Северсталь»);
- «Технологическая инструкция на изготовление опытных образцов листового проката из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 420 и 460 МПа с индексом «Arc» в условиях опытно-промышленного производства» (ПАО «Северсталь»);
- Рабочий план «Производство опытных партий листового проката из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 420 МПа и 460 МПа с индексом «Arc» в ЛПЦ ПТЛ» (ПАО «Северсталь»).

## ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5

Для производства листового проката толщиной до 100 мм из низколегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355-460, в том числе с индексом «Arc», разработаны режимы ТМО+УО, позволяющие минимизировать последствия неоднородности распределения температурно-деформационно-скоростных параметров по сечению массивных полуфабрикатов при горячей пластической деформации и последующем охлаждении. При этом технологические воздействия направлены на получение заданного соотношения и морфологии структурных составляющих, снижение анизотропии ферритно-бейнитной структуры, оцениваемой в первую очередь степенью вытянутости наиболее крупных структурных составляющих размером более 25 мкм в приоритетном направлении (коэффициент анизотропии  $K_{a100}$  - не более 1,2) и долей областей бейнита «негранулярного» типа (РБ и бейнита, образовавшегося в результате развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе бейнита при самоотпуске) размером более 100 мкм – не более 10 %, выполнение определенных требований к размерам структурных элементов при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$ , а также

обеспечение допустимой степени неоднородности структуры по всему сечению листов, что и гарантирует высокую работоспособность при низких температурах для низколегированных судостроительных сталей после ТМО+УО.

1. Установлено влияние температурно-деформационных схем прокатки на высокотемпературной и завершающей стадии прокатки и температурного режима ускоренного охлаждения на морфологическое подобие структурных составляющих, РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  по сечению, механические свойства и характеристики работоспособности листового проката толщиной 50 мм из низколегированных судостроительных сталей после ТМО+УО.

2.1. Показано, что при изготовлении толстолистового проката в промышленных условиях основными технологическими нарушениями, приводящими к увеличению неоднородности ферритно-бейнитной структуры, являются снижение температуры на поверхности листового проката до  $T_{sr}$  (50...100°C), связанное с нерациональным применением «гидросбива», и наличие единичных обжатию менее 10 % на первых проходах высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, таблица 5. Данные технологические нарушения приводят к повышению коэффициента анизотропии структуры  $K_{a100}$  до значений 1,88...2,26, увеличению среднего (до  $\sim 13,5...17$  мкм при требованиях не более 10 мкм) и максимального (до  $\sim 26,5...38,0$  мкм при требованиях не более 20 мкм) РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ , а также их изменения по сечению листового проката ( $\Delta D_{cp} \sim 7-8$  мкм и  $\Delta D_{max} \sim 6,5-11,5$  мкм при требуемой разнице  $\Delta D$  не более 5 мкм), что обуславливает снижение количества вязкой составляющей в изломах полнотолщинных проб до 75-80 % и повышение значений температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  до 0...+5 °С.

2.2. Подтверждено, что параметры структурной анизотропии по сечению листов больших толщин, во многом влияющие на трещиностойкость стали, в значительной степени определяется режимами высокотемпературной (черновой) стадии прокатки и ускоренного охлаждения. Выполнение разработанных требований к параметрам анизотропии ( $K_{a100}$  - не более 1,2,  $V_B$  - не более 10 %) и соотношению структурных составляющих по всему сечению листового проката толщиной до 50 мм обеспечивается только при сочетании высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, проводимой по возрастающей схеме обжатию 10→15 % при убывающем температурном графике ( $T_{sr}+50^\circ C$ )→ $T_{sr}$  с контролируемым снижением температуры деформации в последних 1-2 проходах до  $\sim (T_{sr}-50^\circ C)$ , и ускоренного охлаждения до температуры нижней части бейнитного интервала. Деформация согласно графику ( $T_{sr}+50^\circ C$ )→ $T_{sr}$  без снижения температуры в последних проходах при сохранении оптимального режима охлаждения приводит к повышению коэффициента анизотропии структуры в центральных слоях и РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ . Охлаждение листов больших толщин до температур среднего интервала бейнитного превращения при оптимальном режиме деформации на высокотемпературной стадии обуславливает увеличение РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  и их изменения по сечению листового проката:  $D_{cp}$  – 8,8...16,5 мкм (при требованиях не более 10 мкм),  $D_{max}$  - 24,5...30,5 мкм (при требованиях не более 20 мкм),  $\Delta D$  - 7,7...6,0 мкм (при допустимой разнице  $\Delta D \leq 5$  мкм).

2.3. Показано, что деформация на завершающей (чистовой) стадии прокатки с окончанием вблизи или чуть выше критической точки  $A_{ГЗ}$  (данный режим был предложен в более ранних работах для изготовления листов толщиной 40-50 мм из базовых сталей категорий D, E, F), с одной стороны, способствует формированию ферритно-бейнитной структуры с близкими морфологическими признаками по всему сечению (что подтверждается допустимым изменением значений усредненной степени искаженности кристаллической решетки GAM (CPЗ) – 0,40...0,49 °), а с другой – приводит к неоднородности структуры по сечению в части РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$ :  $\Delta D_{cp}$  - 8,5 мкм,  $\Delta D_{max}$  - 15,5 мкм, при этом доля элементов структуры размером не более 10 мкм составляет 100 % вблизи поверхности и менее 50 % в центральных слоях.

Проведение деформации на завершающей стадии прокатки с окончанием при температуре на  $\sim (A_{ГЗ}-(20...30)^\circ C)$ , ранее использованного для прокатки листов толщиной 60-70 мм приводит к снижению морфологического подобия структурных составляющих по сечению толстолистного проката, на что указывает изменение значений GAM (CPЗ) в более широком диапазоне – 0,35...0,53° (при требованиях – не более 0,15°), а также количества МУГ (~32 % - вблизи поверхности и более 50 % - в центральных слоях) при удовлетворительных РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$  ( $D_{cp}$  - 6,0...10,4 мкм,  $D_{max}$  – не более 20 мкм). В обоих случаях наличие недопустимой структурной неоднородности обуславливает повышение температуры  $T_{кб}$  и снижение средних значений СТOD<sup>40</sup>, таблица 7.

Полное соответствие разработанных требований к параметрам структуры по сечению листового проката как по морфологическому подобию структурных составляющих, так и по РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$  в сочетании с требуемым количеством МУГ, в том числе границ деформационного происхождения с разориентировками 5-15°, гарантирующим получение высокой работоспособности при низких температурах, достигается после деформации на завершающей стадии при постоянной температуре выше критической точки  $A_{ГЗ}$  на  $\sim (30...40)^\circ C$  (изотермической график).

2.4. Установлено, что при изготовлении листового прокат толщиной 35-70 мм ускоренное охлаждение до температур среднего интервала бейнитного превращения приводит к получению неоднородной ферритно-бейнитной структуры по сечению листового проката, в которой РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$  варьируется в недопустимых пределах ( $D_{cp} \sim 9...16,5$  мкм (при требованиях не более 10 мкм),  $D_{max} \sim 24,5...30,5$  мкм (при требованиях не более 20 мкм), а количество элементов структуры размером не более 10 мкм в центральных слоях занимает  $\sim 40$  % при требованиях не менее 65 %. Охлаждение до температур нижней части бейнитного превращения способствует повышению изотропности и однородности ферритно-бейнитной структуры по всему сечению листового проката ( $D_{cp}$  при  $\theta_i=5^\circ$  составляет  $\sim 6,5-9$  мкм, максимальный  $D_{max} \sim 17,5...20$  мкм,  $D_{\leq 10 \text{ мкм}}$  - 81,5...72 %, а усредненная степень искаженности кристаллической решетки варьируется в узких пределах 0,05°, не превышая 0,60°).

3. Разработан комплекс технологических приемов термомеханической обработки с ускоренным охлаждением, направленный на повышение однородности и дисперсности структуры по сечению листового проката и обеспечивающий получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах, который предусматривает:



3.1. Нагрев исходных заготовок до температуры  $T_{sr}+(230...250)^{\circ}\text{C}$  при ограничении времени выдержки в томильной зоне методической печи – не более 1 часа, обеспечивающий гомогенизацию аустенита по содержанию углерода и легирующих элементов, растворение карбидной и карбонитридной фаз при исключении значительного роста зерна аустенита, оказывающего неблагоприятное влияние на процессы рекристаллизации аустенита.

3.2. Проведение высокотемпературной (черновой) стадии прокатки по убывающему температурному графику  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C})\rightarrow T_{sr}$  с контролируемым снижением температуры деформации в последних 1-2 проходах до  $\sim (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})^{\circ}\text{C}$  при поддержании возрастающей схемы обжатий в ограниченном диапазоне относительных степеней деформации 10→15 %, исключаящих наклеп отдельных крупных аустенитных зерен вблизи поверхности. Это позволяет обеспечить многократное измельчение зерна аустенита за счет управления полнотой протекания СР за время реализуемых в промышленных условиях междеформационных пауз не более 15 сек при сдерживании процесса собирательной рекристаллизации при промежуточном подстуживании в более «горячих» центральных слоях с учетом неравномерности распределения температурно-деформационных условий по сечению крупномасштабных заготовок.

3.3. Применение на завершающей (чистовой) стадии прокатки изотермического графика при температуре выше критической точки  $A_{r3}$  на  $\sim 30^{\circ}\text{C}$  согласно убывающей схеме обжатий по проходам в пределах диапазона 15→10 % для листового проката толщиной 35-70 мм, позволяющего создать в аустените перед последующим  $\gamma\rightarrow\alpha$ -превращением развитую субзеренную структуру за счет процессов фрагментации и динамической полигонизации с максимально возможным количеством центров зарождения новой фазы, а также исключить «разогрев центральных слоев» и наклеп отдельных крупных зерен аустенита, в пределах которых формируются протяженные области РБ. Для листового проката толщиной менее 35 мм более эффективно использование убывающего температурного графика с началом при температуре  $\sim$  на  $70-80^{\circ}\text{C}$  выше критической точки  $A_{r3}$  и окончанием при температуре  $\sim A_{r3}+(20...30)^{\circ}\text{C}$  без изменения схемы деформации по проходам. Для листового проката толщиной более 70 мм целесообразно использование изотермического графика, но при более низкой температуре по сравнению с листовым прокатом толщиной 35-70 мм (на  $\sim 10-15^{\circ}\text{C}$ ) для предотвращения «перегрева» металла в его центральных слоях с учетом роста градиента температур при увеличении толщины.

3.4. Осуществление ускоренного охлаждения листового проката толщиной 35-70 мм до температуры нижней части бейнитного интервала для низколегированной стали с пределом текучести 420-460 МПа и на  $\sim 20-30^{\circ}\text{C}$  выше нее - для стали уровней прочности 355-390 с целью сдерживания интенсивного выделения феррита в поверхностных слоях под воздействием значительных пластических деформаций и создания термокинетических условий для повышения дисперсности и однородности ферритно-бейнитной структуры по сечению листов. Для листового проката толщиной менее 35 мм целесообразно повышение температуры окончания охлаждения до средней части бейнитного превращения, способствующее формированию преимущественно гранулярных структур, с учетом уменьшения температурно-

кинетических градиентов по сечению более тонких листов. Для листового проката толщиной свыше 70 мм рационально применение охлаждения до температур чуть ниже бейнитного интервала для исключения значительной разнородности структуры в центральных слоях вследствие сочетания высокой температуры и низкой скорости охлаждения.

4. Разработана технологическая документация и внедрены промышленные режимы термомеханической обработки с ускоренным охлаждением для производства листового проката из низколегированных хладостойких судостроительных сталей с пределом текучести от 355 до 460 МПа для Арктики на ведущих металлургических комбинатах (ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»):

- с гарантированными характеристиками работоспособности при низких температурах (с индексом «Агс») толщиной до 50 мм, обеспечиваемыми при комплексном выполнении всех разработанных в п. 3.1 требований к параметрам структуры по сечению листового проката;

- категорий D, E, F с высоким стабильным уровнем работы удара при температуре испытаний минус 20, минус 40 и минус 60 °С толщиной вплоть до 100 мм, обеспечиваемым в первую очередь за счет снижения анизотропии ферритно-бейнитной структуры, оцениваемой значениями коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  (не более 1,35) и долей областей «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм (не более 10 %).

## **Глава 6. РАЗРАБОТКА ПРОМЫШЛЕННЫХ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ С ПРОКАТНОГО И ПЕЧНОГО НАГРЕВА С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ОТПУСКОМ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ УРОВНЕЙ ПРОЧНОСТИ 420-750 ДЛЯ АРКТИКИ**

При изготовлении листового проката с гарантированным пределом текучести 500...750 МПа (толщиной до 60 мм), а также 420-460 МПа (толщиной до 100 мм) из хладостойких сталей арктического применения используются технологии З+О и ЗПН+О. Основным преимуществом данных технологий по сравнению с ТМО+УО является возможность формирования бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры с меньшей степенью неоднородности по сечению листового проката, а значит, и с меньшей анизотропией механических свойств. Повышение однородности и измельчение зеренной и субзеренной структуры, более равномерное распределение примесей, карбидных включений способствует повышению хладостойкости стали и сопротивления хрупкому разрушению. В зависимости от технологических особенностей прокатного и термического оборудования ведущих металлургических комбинатов (ПАО «ММК, ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»)) приоритетно используется один из данных технологических процессов.

При этом долгое время было принято считать, что формирование структуры и свойств после ЗПН+О и З+О определяется исключительно более высоким уровнем легирования стали, режимами нагрева и интенсивностью охлаждения при закалке, а также параметрами последующего высокотемпературного отпуска, обуславливающими характер и кинетику карбидных превращений и структурных изменений. Следует отметить, что температурно-деформационным схемам прокатки экономнолегированных высокопрочных сталей, изготавливаемых с использованием технологий ЗПН+О или З+О, ранее не уделялось достаточного внимания. Режимы деформации для изготовления толстолистового проката (толщиной свыше 60 мм) из низколегированных судостроительных сталей по технологии ЗПН+О до выполнения настоящей работы и вовсе отсутствовали, а данная технология использовалась преимущественно для легированных сталей.

Анализ опыта производства высокопрочных сталей хромникельмедьмолибденовой композиции легирования и результаты проведенного в Главе 4 моделирования на пластометре «GLEEBLE 3800» показал, что нерациональные температурно-деформационные режимы прокатки, как на высокотемпературной (черновой), так и на завершающей (чистовой) стадии приводят к повышению неоднородности и анизотропии конечной (превращенной) структуры по сечению листового проката за счет неравномерного протекания основных структурообразующих процессов. Данная структурная неоднородность может сохраняться и при последующей закалке с отдельного печного нагрева вследствие структурной наследственности хромникельмедьмолибденовых сталей [287], что в сочетании с высокими скоростями охлаждения снижает показатели работоспособности листового проката.

В связи с этим **целями работы в Главе 6** являются:

1. Разработка промышленных температурно-деформационных схем прокатки, позволяющих минимизировать последствия неоднородности распределения температурно-деформационно-скоростных параметров [217; 269-272] по сечению массивных полуфабрикатов при горячей пластической деформации, режимов закалки, обеспечивающей требуемую прокаливаемость с учетом экономного легирования, и высокотемпературного отпуска, исключая развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе речных составляющих по типу «in-situ» и роста карбидных частиц, для получения бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с пределом текучести 500...750 МПа, удовлетворяющей разработанным в п. 3.2 требованиям и обеспечивающей снижение анизотропии механических свойств по сечению и гарантированные характеристики работоспособности в листовом прокате толщиной до 60 мм.

2. Разработка технологий ЗПН+О и З+О для производства листового проката больших толщин (свыше 60 мм) из низколегированных хладостойких судостроительных сталей высокой прочности (с пределом текучести не менее 420 и 460 МПа), отсутствующих в российском производстве, которая также требует особых технологических подходов.

Для проведения исследований выбраны низкоуглеродистые низколегированные (уровней прочности 420-460) и экономнолегированные (уровней прочности 500-750) судостроительные стали четырех химических составов, представленных в Таблице 6.1.

Таблица 6.1 - Содержание основных легирующих и микролегирующих элементов в исследованных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталях

| Условный номер плавки | C      | Mn   | Ni+ Cu | Cr + Mo | Nb   | V    | C <sub>экв</sub> , % |
|-----------------------|--------|------|--------|---------|------|------|----------------------|
|                       | масс.% |      |        |         |      |      |                      |
| 1                     | 0,08   | 1,33 | 0,65   | 0,15    | -    | 0,04 | 0,44                 |
| 2                     | 0,10   | 0,60 | 2,38   | 1,28    | 0,04 | -    | 0,60                 |
| 3                     | 0,09   | 0,65 | 2,78   | 1,02    | 0,03 | -    | 0,60                 |
| 4                     | 0,09   | 0,65 | 2,20   | 0,79    | 0,03 | -    | 0,51                 |

К известным технологическим подходам, предложенным в работах [86-88], которые обеспечивают получение гарантированного предела текучести 500...690 МПа в сочетании с требуемыми вязко-пластическими свойствами в листовом прокате толщиной более 30 мм из сталей «традиционных» химических составов (с высоким содержанием хрома – более 1 % или никеля, меди и молибдена – более 3,5 %) относятся:

- регламентация температуры и времени выдержки при нагреве под прокатку до достаточно высоких температур ( $T_{sr}+(230...250)$  °С) (обеспечивающих необходимую степень твердорастворного упрочнения с учетом высокого содержания основных легирующих элементов;

- проведение горячей пластической деформации на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки с окончанием при температуре не ниже ( $T_{sr}-50$ °С) с обжатиями не менее 12 % за проход, способствующей измельчению зерна аустенита за счет рекристаллизации;

- нормирование толщины «подката» при промежуточном подстуживании (для максимальной проработки аустенитной структуры за счет рекристаллизационных процессов);
- проведение деформации на завершающей (чистой) стадии прокатки с окончанием при температуре не ниже ( $T_{sr}-120$  °С), приводящей к созданию фрагментированной структуры в аустените перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением;
- использование режимов закалки, приводящих к формированию преимущественно бейнитно-мартенситной структуры с заданным соотношением и морфологией структурных составляющих при ограниченном количестве КПФ;
- проведение отпуска при высоких температурах вплоть до ( $A_{c1}-20$  °С), выбор которых обусловлен высоким содержанием Cr, Ni, Cu и Mo (что обуславливает развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе речных составляющих, приводя к формированию крупных областей ферритно-карбидной смеси), с продолжительными выдержками.

Следует отметить, что использование данных «традиционных» технологических приемов не позволило обеспечить максимальное измельчение зеренной и субзеренной структуры аустенита в разработанных низко- и экономнолегированных судостроительных сталях и, как следствие, формирование бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры требуемой однородности и изотропности по сечению листового проката (в соответствии с разработанными в п. 3.2 требованиями). Новым этапом развития технологий производства высоконадежных хладостойких сталей уровней прочности 500-750 с гарантированной работоспособностью при низких температурах стала разработка специальных режимов горячей прокатки и термической обработки, при которых технологические воздействия направлены не только на получение структуры с заданным соотношением и морфологией структурных составляющих, но и на выполнении определенных требований к параметрам структуры, определяемым методами ПЭМ и EBSD-анализа, по всему сечению листового проката.

### **6.1. Влияние температурно-деформационных режимов прокатки на однородность и дисперсность бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры**

Основной задачей при выборе рациональных температурно-деформационных схем прокатки высокопрочных экономнолегированных сталей является формирование мелкозернистого аустенита с развитой субзеренной структурой без значительной разнотерности и наклепа отдельных более крупных аустенитных зерен перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. Это реализуется за счет равномерного прогрева исходной заготовки с целью контроля размера исходного аустенитного зерна, использования температурно-деформационных схем прокатки с жесткой регламентацией температуры и степени обжатий по проходам, обеспечивающих максимальное измельчение аустенитного зерна за счет управления СР в паузах между проходами при сдерживании процесса собирательной рекристаллизации на высокотемпературной (черновой) стадии, и «псевдоизмельчение» за счет процессов

фрагментации и динамической полигонизации дислокаций на завершающей (чистой) стадии. Для получения более однородной мелкодисперсной структуры аустенита разработанные хромникельмедьмолибденовые стали микролегированы ниобием, который не только сдерживает рост зерен аустенита при нагреве под прокатку, но и способствует торможению процессов ДР и МДР, исключая их частичное протекание, предотвращению роста новых зерен после завершения первичной СР в паузах между обжатиями на высокотемпературной стадии прокатки и его сдерживанию при промежуточном подстуживании, а также расширению температурного диапазона фрагментации, которая обеспечивает во вновь образовавшихся при СР зернах аустенита формирование развитой субзеренной структуры [44].

**Нагрев исходных заготовок под прокатку.** Согласно проведенному моделированию на комплексе «GLEEBLE 3800» оптимальным диапазоном температур нагрева под прокатку исходных заготовок (слитков ЭСПЦ и непрерывнолитых слябов КП) из предложенных экономнолегированных сталей, микролегированных ниобием, является ( $T_{sr}+(200...220)$  °С). При этом для обеспечения равномерности прогрева металла по слоям, во многом определяющей хладостойкость стали при низких температурах, необходима регламентация допустимого разброса температуры нагрева по сечению массивных исходных заготовок. На Рисунке 6.1 представлены статистические данные по влиянию градиента температуры нагрева металла по сечению заготовок на значения работы удара  $KV^{-60}$  для листового проката из экономнолегированной высокопрочной стали состава № 2.

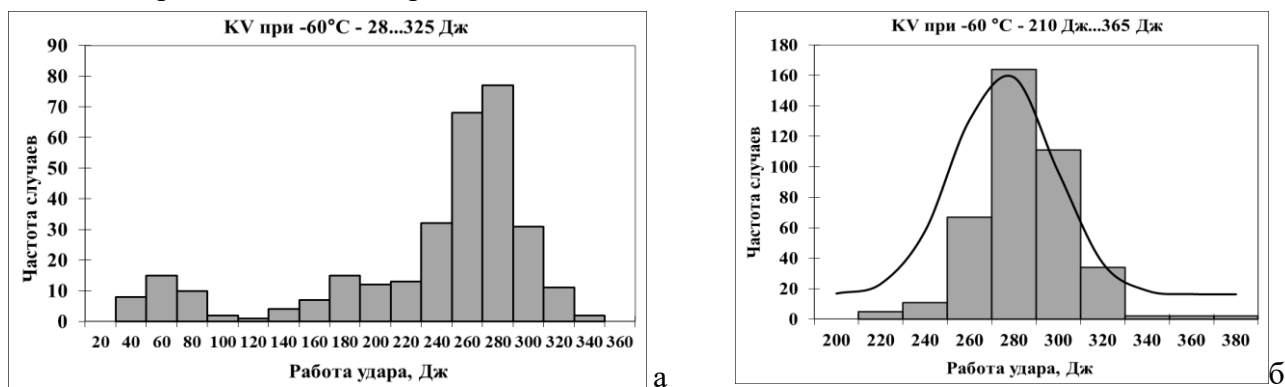


Рисунок 6.1 – Статистические распределения значений  $KV^{-60}$  для листового проката толщиной до 30 мм из экономнолегированной стали состава № 2, нагретого под прокатку с различным градиентом температуры металла по слоям: а - 16-38 °С, б – не более 15 °С

Установлено, что превышение градиента расчетных температур при нагреве центральных и поверхностных слоев сляба свыше 15 °С приводит к снижению стабильности результатов испытаний на ударный изгиб при температуре минус 60 °С даже в листовом прокате небольших толщин (разброс значений от 28 до 325 Дж), рисунок 6.1 а. При этом в случае использования более равномерного прогрева сляба по слоям (не более 15 °С) значения работы удара составляют 210...365 Дж при среднем значении 276 Дж, Рисунок 6.1 б. С увеличением толщины листового проката недостаточная равномерность прогрева слябов приводит к более значительному снижению значений работы удара для образцов, вырезанных из середины по толщине листа, а также повышению температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{к6}$  (в частности, для листового проката толщиной 50 мм от минус 25 °С до минус 10 °С).



Следует также отметить, что при изготовлении хладостойких сталей с гарантированной работоспособностью при низких температурах при нагреве исходных заготовок следует контролировать не только температуру металла на выдаче (которую принято называть «температурой нагрева»), но и исключать «перегрев» поверхностных слоев в предшествующих томильной зонах проходной методической печи. В противном случае это может негативно сказаться на характеристике хладостойкости, зависящей от структуры поверхностных слоев, – критической температуре NDT.

**Температурно-деформационные схемы прокатки.** При прокатке высокопрочных сталей для повышения производительности деформацию зачастую производили по одностадийной схеме с регламентацией только температуры ее окончания, а также с нарушением деформационного режима вследствие отсутствия заданной схемы обжатий по проходам. Следует также отметить, что требование к минимальной степени обжатия за проход на высокотемпературной стадии прокатки – не менее 10 % по результатам проведенного статистического анализа нарушается для 86 % случаев в промышленных условиях, что приводит к формированию бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры с наличием недопустимых структурных неоднородностей (для экономнолегированных высокопрочных сталей – это, в первую очередь, протяженные области РБ, образовавшиеся в пределах крупных деформированных БАЗ, а также значительная разнотерность по размерам БАЗ).

Использование одностадийной деформации при изготовлении листового проката приводит к повышению степени неоднородности структуры по его сечению, особенно при увеличении толщины листового проката, и, как следствие, снижению характеристик работоспособности. Следует отметить, что это характерно как для листового проката из низколегированной стали с пределом текучести 420-460 МПа, так и экономнолегированных сталей уровней прочности 500-750.

**Низколегированные стали с бейнитной структурой.** На Рисунке 6.2 представлены температурные графики по проходам при одностадийной (лист № 6/80-1) и двухстадийной (лист № 6/80-2) схеме прокатки листового проката толщиной 80 мм из непрерывнолитых слябов КП из низколегированной стали химического состава № 1 по технологии ЗПН+О.

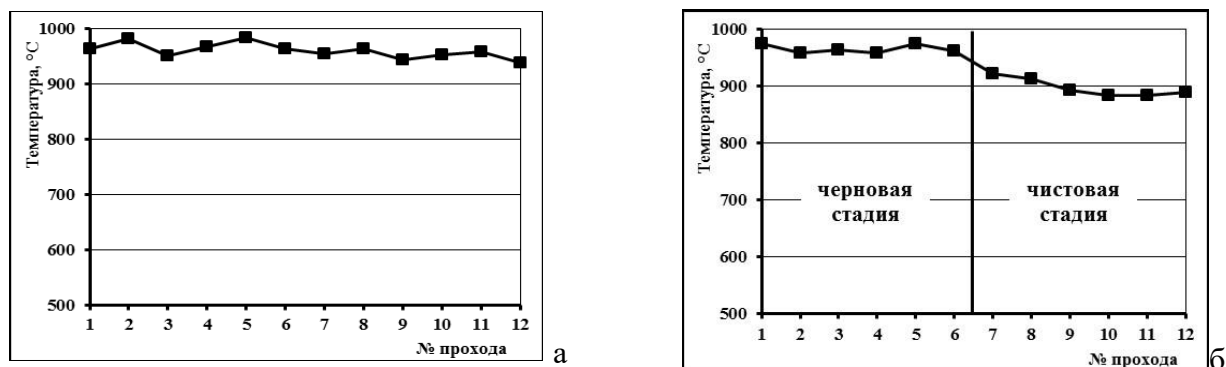


Рисунок 6.2 – Графики распределения температуры по проходам для листовых прокатов №№ 6/80-1 (а) и 6/80-2 (б) толщиной 80 мм из низколегированной стали состава № 1, изготовленных при использовании одностадийной (а) и двухстадийной (б) прокатки

Температура нагрева под прокатку выбрана с учетом исключения значительного роста исходного аустенитного зерна. Для листа № 6/80-2 соотношение суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях соответствовало оптимальному для сталей данного класса, обеспечивающему измельчение аустенитного зерна преимущественно на высокотемпературной стадии за счет многократной СР в паузах между последовательными обжатиями. Высокотемпературная стадия прокатки проводилась по возрастающей схеме обжатий, завершающая – по убывающей. Охлаждение после прокатки осуществлялось в УКО до комнатной температуры. Отпуск проводился при температуре, исключающей развитие рекристаллизационных процессов в бейнитной  $\alpha$ -фазе в сталях данной композиции легирования, установленной по результатам моделирования на пластометре «GLEEBLE 3800» в Главе 4 диссертационной работы.

В Таблицах 6.2 и 6.3 представлены механические свойства исследованных листовых прокатов толщиной 80 мм из низколегированной судостроительной стали состава № 1 уровней прочности 420-460.

Таблица 6.2 – Результаты испытаний на растяжение, в том числе в направлении толщины, для исследованных листовых прокатов толщиной 80 мм, средние значения

| Условный номер листа         | $R_e$ , МПа         | $R_m$ , МПа    | $A_5$ , %          | $Z_z$ , %          |
|------------------------------|---------------------|----------------|--------------------|--------------------|
| 6/80-1                       | 547                 | 628            | 22                 | 66                 |
| 6/80-2                       | 519                 | 606            | 23,5               | 76                 |
| <b>Требования ГОСТ 52927</b> | <b>Не менее 460</b> | <b>570-720</b> | <b>Не менее 17</b> | <b>Не менее 35</b> |

Таблица 6.3 – Значения работы удара и работы удара после механического старения для исследованных листовых прокатов толщиной 80 мм

| Условный номер листа           | $KV^{40}$ , Дж     |                | $KV^{60}$ , Дж |                | $KVA$ , Дж     |                |
|--------------------------------|--------------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|
|                                | П                  | С              | П              | С              | -40 °С         | -60 °С         |
| 6/80-1                         | <u>213-288</u>     | <u>14-213</u>  | <u>18-222</u>  | <u>9-156</u>   | <u>189-246</u> | <u>23-201</u>  |
|                                | 266                | 146            | 87             | 102            | 216            | 136            |
| 6/80-2                         | <u>213-282</u>     | <u>213-278</u> | <u>186-228</u> | <u>129-168</u> | <u>207-297</u> | <u>195-271</u> |
|                                | 258                | 256            | 211            | 148            | 263            | 229            |
| <b>Требования ГОСТ Р 52927</b> | <b>Не менее 80</b> |                |                |                |                |                |

В поверхностных слоях листового проката № 6/80-1 толщиной 80 мм из низколегированной стали, изготовленного по технологии ЗПН+О при использовании одностадийной схемы деформации, образуется отпущенная бейнитно-мартенситная структура с размером областей РБ до 80 мкм, Рисунок 6.3 а. Формирование такой структуры позволяет сохранить требуемые значения  $KV^{40}$  и  $KVA^{40}$  (213...288 и 189...246 Дж соответственно). При температуре испытаний минус 60 °С значения работы удара существенно снижаются: единичные значения составляют 18...23 Дж, Таблица 6.3. В четверти и середине по толщине данного листа за счет снижения интенсивности пластической деформации и ускоренного охлаждения при повышении температуры формируется преимущественно бейнитная структура, представляющая собой крупные участки бейнита гранулярной и речной морфологии. Образование такой структуры наблюдается вследствие окончания одностадийной прокатки при

более высоких температурах, приводя к значительной разнородности исходной аустенитной структуры в центральных более «горячих» слоях вследствие развития собирательной рекристаллизации. Кроме того, снижение интенсивности последующего охлаждения при одновременном повышении температуры в центральных слоях интенсифицирует процесс выделения ферритных зерен размером до 20 мкм по границам крупных БАЗ, в пределах которых сформированы области РБ размером до 120 мкм, Рисунок 6.3 б, в. Это не позволяет обеспечить стабильные показатели KV на образцах, вырезанных из середины по сечению листового проката, уже при температуре испытаний минус 40 °С (14-213 Дж при среднем значении 146 Дж), Таблица 6.3. При этом значения коэффициента анизотропии  $K_{a100}$  такой структуры по сечению данного листа № 6/80-1 примерно одинаковы и составляют =1,13...1,19.

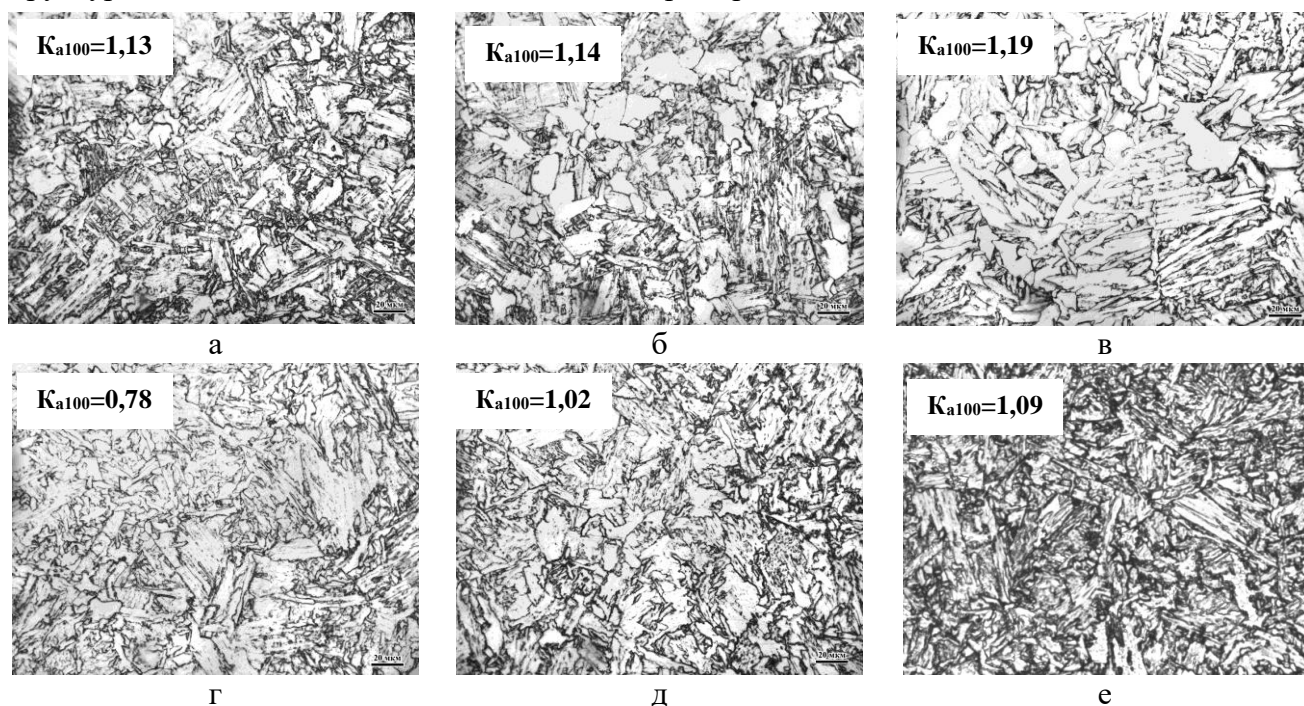


Рисунок 6.3 - Структура исследованных листовых прокатов №№ 6/80-1 (а-в) и 6/80-2 (г-е) толщиной 80 мм из низколегированной стали уровней прочности 420-460 состава № 1 после ЗПН+О на поверхности (а, г), в четверти (б, д) и в середине (в, е) по сечению с соответствующими значениями коэффициента анизотропии  $K_{a100}$

Проведение деформации по двухстадийной схеме при изготовлении листового проката из низколегированной стали уровней прочности 420-460 позволяет обеспечить формирование преимущественно бейнитной структуры гранулярной и речной морфологии допустимой степени неоднородности по сечению листа с размером областей отпущенного РБ не более 30-40 мкм для листов толщиной 80 мм, Рисунок 6.3 г-е, и 50-60 мкм – для листов толщиной 100 мм. Изменение значений  $K_{a100}$  такой структуры по сечению листового проката составляет 0,78...1,09 для листа толщиной 80 мм и 0,87...1,14 для листа толщиной 100 мм, что позволяет обеспечивать получение высоких значений  $KV^{-60}$  – 186...228 Дж вблизи поверхности и 129...168 Дж в середине по толщине, Таблица 6.3.

Однако, следует отметить, что при использовании технологии ЗПН+О полученные коэффициенты анизотропии  $K_{a100}$  для листов, изготовленных с использованием двухстадийной и одностадийной схемы прокатки, отличаются не столь значительно, чтобы определять такую

разницу в уровне значений  $KV^{60}$ . Определяющими параметрами структуры в данном случае становятся: морфология и соотношение структурных составляющих, РСЭ и разнорзернистость ферритно-бейнитной структуры, что подтверждает количественный анализ параметров структуры по сечению листовых прокатов толщиной 80 мм, выполненных методом EBSD-анализа, Таблица 6.4, Рисунок Г.11 (Приложение Г).

Таблица 6.4 – Результаты количественного анализа изменения параметров структуры по сечению листового проката толщиной 80 мм из стали состава № 1

| Параметр структуры                                     | $\theta_i, ^\circ$ | 6/80-1 |      |      | 6/80-2 |      |      |
|--|--------------------|--------|------|------|--------|------|------|
|  |                    | П      | Ч    | С    | П      | Ч    | С    |
| МУГ, %   | -                  | 55,5   | 53,5 | 52,5 | 53     | 52   | 56   |
| БУГ <sub>более 50°</sub> , %                           | -                  | 28,5   | 29,0 | 38,0 | 31     | 29,5 | 27   |
| GAM, °   | -                  | 0,79   | 0,69 | 0,58 | 0,69   | 0,67 | 0,68 |
| Средний РСЭ $D_{ср}$ , мкм                             | 5                  | 14,9   | 23,2 | 31,2 | 18,0   | 19,3 | 21,8 |
|  | 15                 | 28,8   | 37,9 | 39,2 | 25,7   | 26,8 | 28,2 |
| Максимальный РСЭ $D_{макс}$ , мкм                      | 5                  | 40     | 45   | 49,5 | 32     | 35,5 | 39   |
|  | 15                 | 64,5   | 64,5 | 59   | 42,5   | 42,5 | 41   |
| <b>Доля структурных элементов заданного размера, %</b> |                    |        |      |      |        |      |      |
| $D \leq 5$ мкм   | 5                  | 19     | 13,5 | 5,5  | 10,5   | 9    | 7,5  |
|  | 15                 | 8      | 7    | 2    | 6,5    | 5,5  | 4    |
| $D \leq 10$ мкм  | 5                  | 44     | 22   | 14,5 | 19     | 18,5 | 18,5 |
|  | 15                 | 19,5   | 13,5 | 8    | 13     | 12   | 10   |
| $D \leq 20$ мкм  | 5                  | 73,5   | 51   | 29,5 | 64,5   | 46,5 | 34   |
|  | 15                 | 36     | 30   | 24,5 | 40,5   | 32   | 19   |
| $D \leq 30$ мкм  | 5                  | 79,5   | 53,5 | 48,5 | 90     | 85,5 | 83   |
|  | 15                 | 65     | 49   | 29   | 57,5   | 56,5 | 55,5 |
| $D \geq 40$ мкм  | 5                  | -      | 40,5 | 51,5 | -      | -    | -    |
|  | 15                 | 17     | 53,5 | 63   | 19     | 19   | 19   |
| $D \geq 50$ мкм  | 5                  | -      | -    | -    | -      | -    | -    |
|  | 15                 | 17     | 29   | 30   | -      | -    | -    |

Для обоих листовых прокатов в структуре присутствуют области с непрерывно изменяющейся кривизной кристаллической решетки от 0,22 до 0,94°, как вблизи поверхности, так и в середине по толщине, Рисунок 6.4.

Однако для листа № 6/80-1, изготовленного по одностадийной схеме, средние значения кривизны кристаллической решетки GAM существенно отличаются по его сечению, варьируясь от 0,79° до 0,58°. При этом для образца от поверхности пик спектра кривизны смещен в сторону больших углов искаженности кристаллической решетки - 0,71...0,85° - 44,5 %, а доля элементов структуры с наибольшей кривизной кристалла (красный цвет на EBSD-отображении объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла, Рисунок 6.5 а, составляет 31%, Рисунок 6.4 а, что подтверждает наличие значительной доли мартенситной составляющей в структуре стали. Формирование в поверхностных слоях листового проката № 6/80-1 структурных составляющих с высокой степенью искаженности кристаллической решетки связано с «излишним» переохлаждением вследствие высокой температуры окончания прокатки при использовании одностадийной схемы деформации. В середине по толщине данного листа

пик спектра кривизны приходится на углы искаженности кристаллической решетки -  $0,56...0,7^\circ$  - 52 %, наблюдается значительная доля структурных элементов с углами искаженности  $0,41...0,55^\circ$  - 32,5 %, что подтверждает формирование преимущественно бейнитной структуры различной морфологии со значительной долей ГБ, Рисунок 6.5 б. Присутствие областей с наименьшей искаженностью (синий цвет на карте кривизны кристалла) – 8 % указывает на наличие в середине по толщине феррита, что также подтверждается и увеличением доли БУГ<sub>50-62,5</sub> на 10 % по сравнению с поверхностным слоем, Таблица 6.4, Рисунок Г.11 и, к.

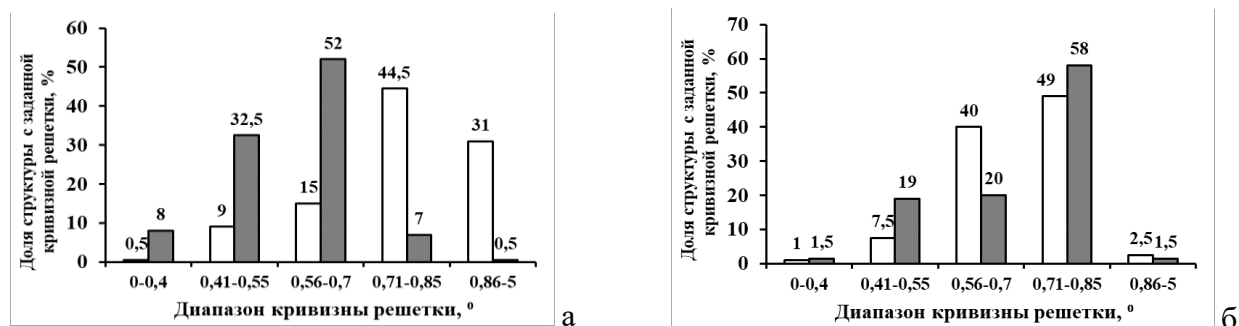


Рисунок 6.4 - Распределения доли структурных элементов по диапазонам кривизны решетки (GAM) в структуре исследованных листовых прокатов №№ 6/80-1 (а) и 6/80-2 (б) толщиной 80 мм из низколегированной стали уровней прочности 420-460 состава № 1: белые столбики – вблизи поверхности, серые столбики – в середине по толщине

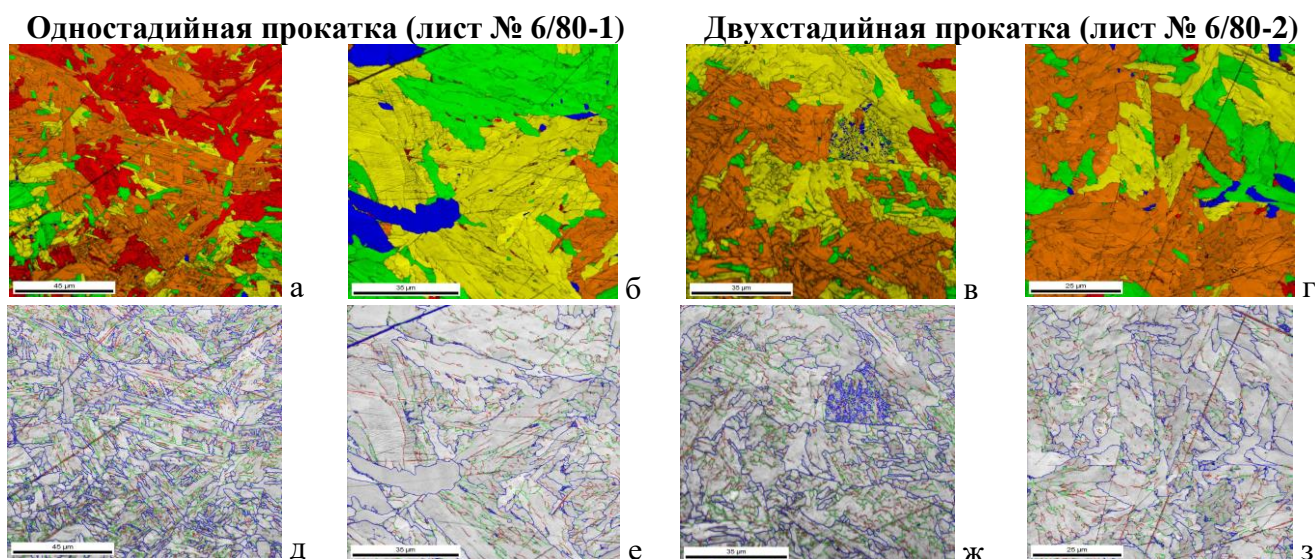


Рисунок 6.5 - EBSD-отображения объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM (синий цвет –  $0...0,4^\circ$ , зеленый цвет –  $0,41...0,55^\circ$ , желтый цвет –  $0,56...0,70^\circ$ , оранжевый цвет –  $0,71...0,85^\circ$ , красный цвет –  $0,86...5^\circ$ ) – (а-г).

Карты структурных элементов с нанесением границ с различными углами разориентировки согласно цветовой шкале (красные линии –  $2...5^\circ$ , зеленые –  $5...15^\circ$ , синие –  $15^\circ$  и более) – (д-з) для листовых прокатов №№ 6/80-1 (а) и 6/80-2 (б) толщиной 80 мм: а, д, в, ж – вблизи поверхности; б, е, г, з – в середине по сечению листов

В листовом прокате № 6/80-2, изготовленном по двухстадийной схеме, структура более однородна его сечению по морфологическим признакам, на что указывают близкие средние значения кривизны решетки GAM -  $0,67...0,69^\circ$ , Таблица 6.4, и более похожие спектры кривизны кристалла (преимущественно с диапазоном углов искаженности от  $0,41$  до  $0,85^\circ$ ),

Рисунок 6.4 б. Преобладание желтого (с диапазоном углов  $0,56...0,70^\circ$ ) и оранжевого (с диапазоном углов  $0,71...0,85^\circ$ ) цветов на EBSD-отображениях объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла указывает на формирование бейнитной структуры преимущественно речной морфологии, Рисунки 6.4 б, 6.5 в, г, по всему сечению данного листа. В середине по толщине наблюдается увеличение количества ГБ, что подтверждается ростом доли элементов структуры с кривизной кристаллической решетки  $0,41-0,55^\circ$  до 19,5 % по сравнению с поверхностным слоем (7,5 %). По всему сечению данного листового проката количество феррита и мартенсита незначительно, о чем свидетельствует доля структурных элементов с наименьшей и наибольшей искаженностью кристаллической решетки (синий – не более 1,5 % и красный – 1,5...2,5 % цвет на Рисунке 6.5 г).

Существенные различия наблюдаются не только в морфологических параметрах, но и в РСЭ для листов, изготовленных по различным схемам. При использовании одностадийной схемы деформации наблюдается формирование значительной разноразмерности: наряду с большей долей элементов структуры размером не более 5, 10 и 20 мкм, по сравнению с двухстадийной схемой, существенно возрастает количество более крупных структурных элементов, что наглядно продемонстрировано на гистограммах распределения элементов структуры по размерам, Рисунок Г.11, а результаты их анализа обобщены в Таблице 6.4.

Следует отметить и существенную неоднородность РСЭ по сечению данного листового проката № 6/80-1. Вблизи поверхности структура значительно мельче, чем в четверти и середине по толщине. Средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  варьируется по сечению данного листа от 14,9 до 31,2 мкм, а при  $\theta_t=15^\circ$  - от 28,8 до 39,2 мкм. Максимальные РСЭ составляют ~ 40...49,5 мкм и ~59...64,5 мкм соответственно при  $\theta_t=5$  и  $15^\circ$ , Таблица 6.4.

В поверхностном слое данного листа при  $\theta_t=5^\circ$  ~ 44 % элементы структуры имеют размер не более 10 мкм, ~ 73,5 % - не более 20 мкм, ~ 80 % - не более 30 мкм, а структурных элементов размером более 40 мкм не наблюдается, Рисунок Г.11 а. При  $\theta_t=15^\circ$  доля элементов структуры размером не более 10 и 20 мкм ~ в 2 раза меньше, не более 30 мкм – ниже ~ на 15 %, чем при  $\theta_t=5^\circ$ , при этом 16,7 % структурных элементов имеют размер более 50 мкм, рисунок Г11 д. При продвижении вглубь по толщине листа доля более мелких элементов структуры существенно снижается, а более крупных - повышается, Таблица 6.4. В четверти и середине по сечению листа при  $\theta_t=5^\circ$  доля элементов структуры размером не более 10 мкм ~ в 2 и 3 раза, размером не более 20 мкм – в ~ 1,5-2 раза, размером не более 30 мкм - ~ на 30 % ниже, чем в поверхностном слое, Рисунок Г.11 б. Кроме того, при  $\theta_t=5^\circ$  ~ 41 и 51,5 % структуры представляют собой крупные структурные элементы размером 40-49 мкм (в четверти и середине по толщине листа соответственно). При  $\theta_t=15^\circ$  доля более мелких элементов структуры размером не более 20 мкм изменяется не столь значительно при переходе от поверхности к центральным слоям, однако количество зерен размером не более 30 мкм снижается от ~ 65 % вблизи поверхности до ~ 29 % в середине по толщине, доля структурных элементов размером не менее 40 мкм растет от ~ 17% до ~ 54...63 %, примерно половина из которых имеют размер не менее 50 мкм, Рисунок Г.11 е. Доля МУГ по всей толщине



сохраняется в пределах 52,5...55,5 %, Рисунок Г.11 и, к, однако в поверхностном слое большая часть из них имеет разориентировки 2-5°, что говорит о высокой доле речных составляющих.

Формирование такой неоднородной структуры (бейнитно-мартенситной - вблизи поверхности и ферритно-бейнитной - в центральной части) в листовом прокате № 6/80-1, продеформированном по одностадийной схеме, в которой мелкие зерна 5-10 мкм сосуществуют с крупными размером до ~ 64 мкм, не позволило обеспечить высокие значения  $KV^{-60}$  и  $KVA^{-60}$  на образцах от поверхности (18...222 Дж и 23...201 Дж), а на образцах из середины по толщине – даже при более высокой температуре испытаний - минус 40 °С (14...213 Дж), Таблица 6.3. При этом получены высокие прочностные характеристики (средние значения предела текучести – 547 МПа, временного сопротивления – 628 МПа), Таблица 6.2.

По сравнению с листом № 6/80-1 в листовом прокате № 6/80-2 толщиной 80 мм, изготовленном с использованием двухстадийной деформации, сформирована более мелкозернистая квазиизотропная бейнитная структура с близкими РСЭ по всему его сечению, Таблица 6.4. Средние РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  составляют 18,0...21,8 мкм, а при  $\theta_t=15^\circ$  - 25,7...28,2 мкм. Максимальные РСЭ при тех же углах толерантности - ~ 32...39 мкм и ~ 41...42,5 мкм соответственно. Уменьшение среднего РСЭ на ~ 6-8 мкм при  $\theta_t=15$  и  $5^\circ$  свидетельствует о наличии развитого субзеренного строения в бейните, Таблица 6.4. При этом, несмотря на снижение интенсивности пластической деформации в центральных слоях данного листа, разработанная температурно-деформационная схема прокатки на завершающей стадии позволяет обеспечить формирование субзеренной структуры в аустените за счет динамической полигонизации дислокаций, наследуемой при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении бейнитным ферритом, не только вблизи поверхности, но и в середине по его сечению. Данный факт также подтверждается значительным количеством МУГ по всей толщине листа – 52...56 %, Рисунок Г.11 л, м, при этом ~ 25 % из них разориентированы углами от 5 до 15°, обеспечивая формирование в бейнитном феррите развитой субструктуры, и, как следствие, высокий уровень хладостойкости, Таблица 6.3.

Стоит подчеркнуть, что измельчение структуры в данном листовом прокате № 6/80-2 по сравнению с листом № 6/80-1, изготовленном по одностадийной схеме прокатки, в первую очередь обусловлено снижением количества крупных структурных элементов. Так, в поверхностном слое при близких долях элементов структуры размером не более 10, 20 и 30 мкм в структуре листа № 6/80-1 присутствуют ~ 17 % элементов размером более 50 мкм при  $\theta_t=15^\circ$ , тогда как в листе № 6/80-2 элементы такого крупного размера отсутствуют, Рисунок Г.11 ж. В четверти и середине по сечению листового проката № 6/80-2 при близком с листом № 6/80-1 количестве структурных элементов размером не более 20 мкм, при  $\theta_t=5^\circ$  доля элементов размером не более 30 мкм существенно увеличивается, составляя ~ 83...86 %, а структурные элементы размером не менее 40 мкм и вовсе отсутствуют, Рисунок Г.11 г, тогда как в листе № 6/80-1 доля элементов структуры размером не более 30 мкм - ~ на 32...34 % ниже, а размером не менее 40 мкм занимают до ~ 51,5 % исследованной площади, Рисунок Г.11 б. При  $\theta_t=15^\circ$  доля крупных элементов структуры в этих двух листах также существенно отличается: так, в середине по толщине доля элементов размером не более 30 мкм в листе № 6/80-1 ~ в 2 раза

ниже, чем в листе № 6/80-2, тогда как элементов размером не менее 40 мкм - ~ в 3 раза ниже при отсутствии зерен размером 50 мкм и более, Рисунок Г.11 з. Кроме того, неоднородность бейнитной структуры по сечению листа № 6/80-2 в части доли структурных элементов различного размера минимальна, Таблица 6.4.

Уменьшение степени неоднородности и анизотропии структуры по сечению листового проката № 6/80-2, изготовленного по разработанным температурно-деформационным режимам (на основании результатов моделирования на комплексе «GLEEBLE 3800», проведенного в Главе 4 диссертационной работы), способствует получению высоких значений  $KV^{-60}$  (186...228 Дж при среднем значении 211 Дж вблизи поверхности и 129...168 Дж при среднем значении 148 Дж в середине по толщине) и  $KVA^{-60}$  (195...271 Дж), Таблица 6.3. При этом также обеспечены высокие прочностные характеристики (средние значения предела текучести – 519 МПа, временного сопротивления – 606 МПа), Таблица 6.2.

Следует отметить, что при использовании технологии ЗПН+О степень развития структурной неоднородности по сечению листового проката в низколегированных сталях значительно выше, чем в сталях хромникельмедьмолибденовой композиции легирования вследствие особенностей протекания фазовых превращений. В связи с этим и было уделено особое внимание подробному исследованию влияния схемы деформации на изменение различных параметров структуры по сечению листового проката больших толщин.

**Экономнолегированные стали с бейнитно-мартенситной структурой.** Использование одностадийной деформации при прокатке листового проката из экономнолегированных сталей уровней прочности 500-750 хромникельмедьмолибденовой композиции легирования толщиной более 20 мм также приводит к существенной разнотекучести аустенита. Размер БАЗ варьируется от 5 до 80 мкм, при этом в пределах границ крупных деформированных аустенитных зерен могут формироваться протяженные области РБ, Рисунок 6.6 а.

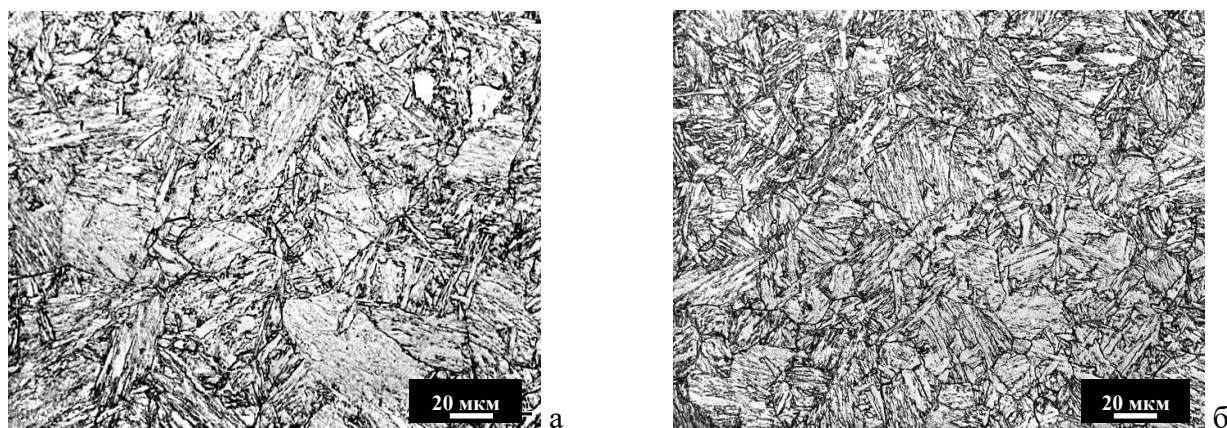


Рисунок 6.6 - Структура в середине по сечению листового проката толщиной 60 мм из экономнолегированной стали химического состава № 5 с гарантированным пределом текучести 500 МПа, изготовленного по одностадийной (а) и двухстадийной (б) схеме прокатки

Использование рациональных режимов горячей пластической деформации по двухстадийной схеме позволяет сформировать однородную структуру с размером БАЗ - не более 35-40 мкм по всему сечению листового проката вплоть до 60 мм, Рисунок 6.6 б [286]. При этом изменение схемы деформации с одностадийной на двухстадийную обеспечивает

повышение значений работы удара  $KV^{60}$  в середине по толщине листового проката от 42...108 Дж до 200...232 Дж.

Температура деформации и схема деформации по проходам на высокотемпературной стадии прокатки при использовании технологий ЗПН+О и З+О, также как и при ТМО, выбирается на основании обеспечения температурно-деформационных условий для протекания многократной СР в паузах между последовательными проходами и сдерживания собирательной рекристаллизации по всему сечению промежуточных заготовок, однако с учетом особенностей протекания данных структурообразующих процессов в разработанных хромникельмедьмолибденовых судостроительных сталях, подробно описанных в Главе 4 диссертационной работы.

В работе [103; 130] установлено, что единственным механизмом формирования однородной мелкозернистой структуры аустенита в легированных высокопрочных сталях является многократная СР и предложен способ управления степенью ее развития путем постепенного увеличения пауз между последовательными обжатиями при понижении температуры на высокотемпературной стадии прокатки. Однако в реальных промышленных условиях управлять междеформационными паузами проблематично. В связи с этим выбор температурно-деформационных схем по проходам на черновой стадии прокатки должен быть основан на том, чтобы с одной стороны, обеспечить многократное максимальное измельчение зерна аустенита за счет СР (после накопления необходимой деформации) за время реализуемых в промышленных условиях пауз между последовательными обжатиями (10-15 с), а с другой - исключить формирование разнородности аустенита в центральных слоях листа с более высокой температурой вследствие развития собирательной рекристаллизации при промежуточном подстуживании.

Разработанный на основании изучения структурообразующих процессов и результатов моделирования на комплексе «GLEEBLE 3800» температурно-деформационный график обжатий по проходам ( $T_{sr}+50^{\circ}C$ ) $\rightarrow T_{sr}$  с обжатиями по возрастающей схеме 10 $\rightarrow$ 20 %) позволяет обеспечить данные 2 условия и минимизировать последствия неоднородности распределения температурно-деформационно-скоростных параметров [217; 269-272] по сечению массивных полуфабрикатов при горячей пластической деформации в высокопрочных экономнолегированных судостроительных сталях, микролегированных ниобием. Проведение горячей пластической деформации с ее окончанием при более высоких температурах ( $T_{sr}+50^{\circ}C$ )...( $T_{sr}+100^{\circ}C$ ) может привести к формированию неоднородной разнородной структуры аустенита. Повышение температуры в центральных слоях до температуры, при которой ниобий утрачивает способность сдерживать рост зерна аустенита, способствует развитию собирательной рекристаллизации.

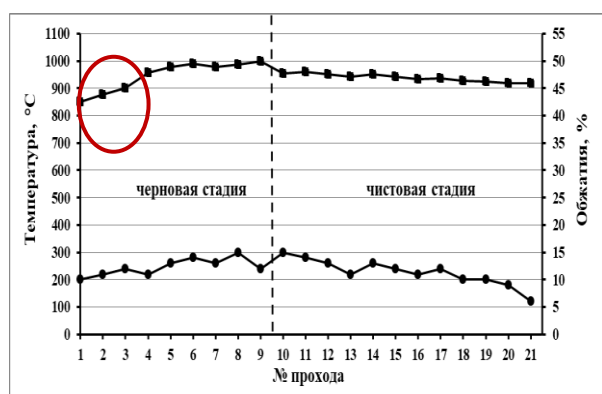
В сочетании с измельчением исходного аустенитного зерна на высокотемпературной стадии горячей прокатки важным является выбор температурно-деформационных схем прокатки по проходам на завершающей (чистой) стадии прокатки. Разработанный в работе [236] принцип управления параметрами структуры в низколегированных сталях за счет варьирования температурной схемы деформации на чистой стадии по возрастающему,

убывающему графику и при постоянной температуре был опробован и для высокопрочных судостроительных сталей.

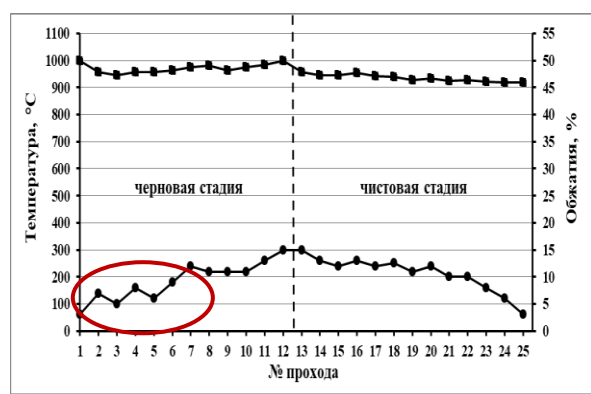
В работе [237] установлено, что для формирования аустенитного зерна размером не крупнее 16 мкм с развитой деформационной субструктурой, обеспечивающего при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении формирование однородной дисперсной бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры со средним РСЭ 7,4-7,7 мкм при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  и долей МУГ не менее 15 %, горячую пластическую деформацию на завершающей (чистой) стадии прокатки необходимо проводить при постоянной температуре ниже температурного порога статической рекристаллизации  $T_{nr}$  на  $\sim 50-70^\circ\text{C}$  (более высокой в отличие от технологии ТМО+УО для производства низколегированных сталей с ферритно-бейнитной структурой) с величиной относительной деформации не менее 12-13 % за проход. Применение такого технологического подхода исключает «избыточный» наклеп отдельных более крупных зерен аустенита и обеспечивает создание развитой субзеренной структуры в аустените за счет процессов динамической полигонизации и фрагментации, что позволяет повысить прочность стали на 50-100 МПа без изменения уровня легирования [286].

В Главе 4 диссертационной работы по результатам моделирования на пластометре «GLEEBLE 3800» различных прецизионных температурно-деформационных схем по проходам на чистой стадии прокатки было установлено, что в разработанных экономнолегированных сталях с  $C_{э\text{кв}}=0,45-0,60$  % формирование бейнитно-мартенситной структуры со средним размером БАЗ 18-20 мкм и средним РСЭ -  $\sim 4-5$  мкм при  $\theta_t=5^\circ$  достигается при использовании двух температурных графиков: убывающего в узком диапазоне температур -  $(T_{sr}-50^\circ\text{C}) \rightarrow (T_{sr}-80^\circ\text{C})$  или при постоянной температуре  $(T_{sr}-70^\circ\text{C}) = \text{const}$ . При этом обжатия по проходам должны осуществляться по убывающей схеме 15  $\rightarrow$  10 % для исключения наклепа отдельных более крупных аустенитных зерен перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением.

Следует отметить, что при изготовлении толстолистового проката в промышленных условиях зачастую возникают технологические нарушения, основными из которых также, как и при термомеханической обработке, являются снижение температуры на поверхности листового проката до температуры  $T_{sr}$ -(50...150 $^\circ\text{C}$ ), Рисунок 6.7 а, или наличие единичных обжатий менее 10 % на первых проходах высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, Рисунок 6.7 б.



а



б



в



г

Рисунок 6.7 - Графики распределения температуры и степени деформации по проходам для листовых прокатов №№ 6/25-1 (а) и 6/25-2 (в) из экономнолегированной стали состава № 3 уровней прочности 690-750 и структура в середине по их сечению (в, г соответственно)

В Таблице 6.5 представлены механические свойства листового проката толщиной 25 мм из экономнолегированной стали уровней прочности 690-750 состава № 3 Таблицы 6.1, изготовленного по технологии ЗПН+О с вышеописанными технологическими нарушениями (листы №№ 6/25-1 и 6/25-2), а также листового проката, изготовленного при полном соблюдении разработанных температурно-деформационных схем по проходам на высокотемпературной и завершающей стадии прокатки, которые были разработаны на основании проведенного моделирования (лист № 6/25-3). Температура нагрева под прокатку составляла  $T_{sr}+220^{\circ}\text{C}$ . Соотношение суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях для всех трех листов обеспечивало измельчение аустенитного зерна преимущественно на высокотемпературной стадии. Ускоренное охлаждение осуществлялось в УКО с максимальными расходами воды до комнатной температуры. Высокий отпуск проводился при температуре, исключая развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе речных составляющих [286].

Таблица 6.5 - Механические свойства исследованных листовых прокатов из экономнолегированной стали уровня прочности 750 толщиной 25 мм

| Условный номер листа | $R_e$ , МПа         | $R_m$ , МПа    | $A_5$ , %          | $KV^{-40}$ , Дж    | $Z_z$ , %          |
|----------------------|---------------------|----------------|--------------------|--------------------|--------------------|
| 6/25-1               | 810-820             | 850-860        | 18-18,5            | 77-84              | 61-64              |
| 6/25-2               | 820-830             | 860-870        | 20,5-21            | 75-118             | 65-67              |
| 6/25-3               | 780-800             | 820-830        | 20-20,5            | 95-125             | 67-69              |
| <b>Требования</b>    | <b>Не менее 750</b> | <b>800-970</b> | <b>Не менее 14</b> | <b>Не менее 80</b> | <b>Не менее 35</b> |

Занижение температуры на поверхности до  $T_{sr}-(150...50^{\circ}\text{C})$  на первых проходах черновой стадии при прокатке листового проката № 6/25-1, связанное с нерациональным применением «гидросбива», несмотря на поддержание оптимальной деформационной схемы по возрастающему графику 10→15 %, Рисунок 6.7 а, не позволило сформировать исходную однородную мелкозернистую аустенитную структуру. В результате при последующем ускоренном охлаждении в данном листе сформирована неоднородная бейнитно-мартенситная

структура, Рисунок 6.7 б. До ~ 50 % структуры представлено дисперсными участками РМ с пакетно-блочной структурой. Однако вследствие «избыточного» наклепа аустенитных зерен при низкой температуре в пределах границ более крупных из них образуются вытянутые в направлении прокатки области РБ. Доля таких областей занимает до ~ 45 % исследованной площади шлифа, а размер достигает 160 мкм. В структуре также наблюдается ГБ, однако его количество не превышает 5 %. Соотношение МУГ и БУГ с углами разориентировки более  $50^\circ$  в такой структуре (по ~ 40 % каждой границ), Рисунок 6.8 в. При этом значительная часть МУГ связана с разориентировками между рейками в пакетах РМ и РБ, о чем говорит доля границ с разориентировками  $2-5^\circ$  на гистограммах распределения межкристаллитных границ по углам разориентировки (~ 24 % от суммарного количества всех границ), а большая часть БУГ с углами разориентировки более  $50^\circ$ , видимо, связана с границами между пакетами и блоками. Средний РСЭ при  $\theta_i = 5^\circ$  составляет 8,4 мкм (при требованиях не более 8 мкм по всему сечению листового проката) при отсутствии элементов структуры размером более 16,5 мкм, Рисунок 6.8 а, б. Формирование такой структуры в листовом прокате № 6/25-1 обеспечивает высокие прочностные характеристики (значения предела текучести 810-820 МПа и временного сопротивления 850-860 МПа), однако приводит к понижению значений работы удара  $KV^{40} - 77...84$  Дж, Таблица 6.5.

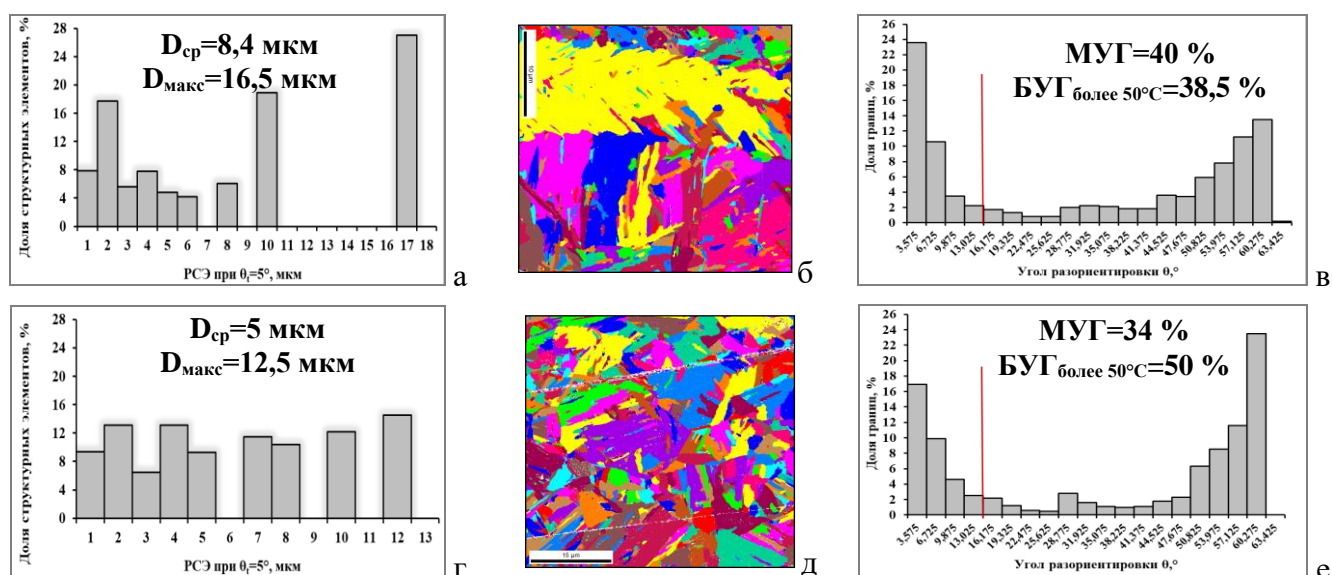


Рисунок 6.8 - Гистограммы распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_i = 5^\circ$  (а, г) с соответствующими картами структурных элементов (б, д), а также межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (в, е) для листовых прокатов № 6/25-1 (а-в) и 6/25-2 (г-е) из экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 в середине по сечению

Отсутствие интенсивной проработки структуры на высокотемпературной стадии прокатки при изготовлении листового проката № 6/25-2 (~ 50 % от общего числа проходов на черновой стадии составляют 3...9 %) также приводит к формированию разнотемпературной бейнитно-мартенситной структуры с близким средним размером элементов структуры, Рисунок 6.7 б, г. Размеры БАЗ варьируются от 10 до 60 мкм. Встречаются протяженные области РБ размером до 220 мкм, образовавшиеся в пределах БАЗ, однако по сравнению с листовым



прокатом № 6/25-1 их значительно меньше (количество не превышает 10 %). Доля мартенситной составляющей в структуре данного листа составляет не менее 70 %, представляющая собой преимущественно РМ с пакетно-блочной структурой, о чем свидетельствует более высокое количество БУГ<sub>50-62,5°</sub> - 46 %, наряду с высоким количеством МУГ с углами разориентировки 2-5 ° между рейками ~ 24 %. Порядка 20% структуры представлены более дисперсными областями бейнита речной и гранулярной морфологии. Очевидно, что увеличение доли дислокационного РМ с высокой плотностью дислокаций привело к небольшому повышению прочностных характеристик, Таблица 6.5.

Использование при изготовлении листового проката № 6/25-3 убывающих температурных графиков как на высокотемпературной стадии согласно оптимальному режиму  $(T_{sr}+50^{\circ}C) \rightarrow T_{sr}$  при возрастающей деформационной схеме, так и на завершающей стадии прокатки в узком диапазоне температур  $(T_{sr}-50^{\circ}C) \rightarrow (T_{sr}-80^{\circ}C)$  (однако при убывающей схеме обжатий по проходам 15→10 %) обеспечило формирование квазиоднородной бейнитно-мартенситной структуры со средним РСЭ при  $\theta_t = 5^{\circ}$  - 5 мкм, а максимальным – 12,5 мкм, Рисунок 6.8 г, д. Размеры БАЗ составляют 8-25 мкм. Структура представляет собой достаточно дисперсную смесь преимущественно речного дислокационного мартенсита (до 80 %) с пакетно-блочной структурой, что подтверждается характерным видом гистограммы распределения межкристаллитных границ по углам разориентировки и долей БУГ<sub>более 50°</sub> ~ 50 %, Рисунок 6.8 е, а также бейнита различной морфологии (~ по 10 % каждого типа). Незначительное снижение прочности стали (значения предела текучести – 780...800 МПа, временного сопротивления – 820...830 МПа), оставаясь на высоком уровне, видимо, связано с небольшим повышением температуры отпуска (на ~ 10 °С). Формирование такой дисперсной бейнитно-мартенситной структуры позволяет повысить стабильность значений KV<sup>-40</sup> (95...125 Дж, Таблица 6.5.

Таким образом, для формирования однородной мелкозернистой аустенитной структуры с развитым субзерненным строением и высокой плотностью дислокаций перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением для листового проката толщиной 20 мм и более необходимо проведение деформации по двухстадийной схеме при полном соблюдении разработанных температурно-деформационных схем по проходам:

1. Для экономнолегированных сталей уровней прочности 500-750, микролегированных ниобием, наиболее эффективно применение на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки - убывающего температурного графика  $(T_{sr}+50^{\circ}C) \rightarrow T_{sr}$  согласно возрастающей схеме обжатий по проходам 10→20 %, на завершающей (чистовой) стадии прокатки - двух температурных графиков - убывающего в узком диапазоне температур  $(T_{sr}-50^{\circ}C) \rightarrow (T_{sr}-80^{\circ}C)$  или при постоянной температуре ~  $(T_{sr}-70^{\circ}C)$  в зависимости от толщины листового проката (менее 35 мм и 35-60 мм соответственно) согласно убывающей схеме обжатий по проходам 15→10 %.

2. Для низколегированных сталей уровней прочности 420-460, микролегированных ванадием, наиболее эффективно использование на высокотемпературной стадии прокатки - убывающего температурного графика  $(T_{sr}+50^{\circ}C) \rightarrow T_{sr}$  (при этом на ~ 50 °С ниже, чем для

экономнолегированных сталей с учетом особенностей протекания процесса рекристаллизации) согласно возрастающей схеме обжатию по проходам 10→15 %, а на завершающей стадии прокатки - при постоянной температуре на  $\sim (30...50)^\circ\text{C}$  ниже температуры  $T_{\text{ст}}$  согласно убывающей схеме обжатию по проходам 15→10 %.

Данные температурно-деформационные схемы прокатки обеспечивают наиболее равномерное измельчение исходного аустенитного зерна за счет многократной СР в междеформационных паузах при сдерживании процесса собирательной рекристаллизации по всему сечению крупномасштабных промежуточных заготовок, исключают «избыточный» наклеп аустенитных зерен и обеспечивают создание развитой субзеренной структуры в аустените перед последующим  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением за счет процессов фрагментации и динамической полигонизации дислокаций.

## **6.2. Влияние параметров печной закалки и высокотемпературного отпуска на структуру, механические свойства и характер разрушения экономнолегированной стали**

Существуют многочисленные данные по изучению взаимосвязи структуры и механических свойств высокопрочных легированных сталей с суммарным содержанием основных легирующих элементов от 4 до 7 %, а также исследования влияния параметров высокотемпературного отпуска на структурные изменения и процессы карбидообразования [275]. Исследования структуры высокопрочной стали с суммарным содержанием хрома, никеля, молибдена и меди не менее 4 % показали, что при определенном режиме высокого отпуска возможно выделение упрочняющих наноразмерных карбидов, как в мартенситной, так и в бейнитной фазе. Повышение температуры или продолжительности отпуска приводит к их росту и коагуляции [287]. Разработка экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с суммарным содержанием данных элементов не более 3,5-3,8 % потребовала научно обоснованных подходов к выбору параметров закалки и высокотемпературного отпуска.

Данные исследования проводились на листовом прокате толщиной 12 мм из экономнолегированной хладостойкой стали уровня прочности 690 состава № 4 с  $C_{\text{экв}}=0,51$  % (содержащей  $\sim 0,5$  % Cr+2,5 % (Ni+Cu+Mo)), Таблица 6.1. Образцы для исследований структуры и механических свойств вырезались из заготовок размером 12x300x350 мм от горячекатаного листового проката, подвергнутых термической обработке в лабораторных условиях. Закалка с отдельного печного нагрева проводилась от температур 900 и 950 °C в баке с водой. Далее после исследований структуры и свойств в исходном состоянии остальные заготовки, закаленные от температуры 950 °C, подвергались высокому отпуску в течение 3 часов с варьированием его температуры от 570 до 690 °C. В Таблице 6.6 представлены механические свойства листового проката в исходном (закаленном) состоянии и после проведения высокотемпературного отпуска при различных температурах [288].

Таблица 6.6 – Механические свойства исследованного листового проката из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 после закалки и после 3+0, средние значения [288]

| Параметры термической обработки   |     | R <sub>e</sub> , МПа | R <sub>m</sub> , МПа | A <sub>5</sub> , % | ψ, %       | KCV <sup>-70</sup> , Дж/см <sup>2</sup> |
|---|-----|----------------------|----------------------|--------------------|------------|---|
| <b>В закаленном состоянии</b>   |     |                      |                      |                    |            |   |
| Температура закалки, °С   | 900 | 980                  | 859                  | 15                 | 70         | 47-85                                   |
|   | 950 | 1023                 | 827                  | 14                 | 70         | 43-65                                   |
| <b>После закалки и высокого отпуска</b>   |     |                      |                      |                    |            |   |
| Температура отпуска, °С   | 570 | 793                  | 730                  | 18,5               | 68         | 140-145                                 |
|   | 600 | 846                  | 805                  | 20                 | 71,5       | 163-167                                 |
|   | 630 | 790                  | 742                  | 19                 | 73         | 163-180                                 |
|   | 690 | 622                  | 523                  | 25,5               | 77         | 261-282                                 |
| <b>Требования</b>   |     | <b>770-940</b>       | <b>≥690</b>          | <b>≥14</b>         | <b>≥35</b> | <b>≥35</b>                              |
| Примечание: *Для ударной вязкости указан диапазон полученных значений для трех испытанных образцов. |     |                      |                      |                    |            |   |

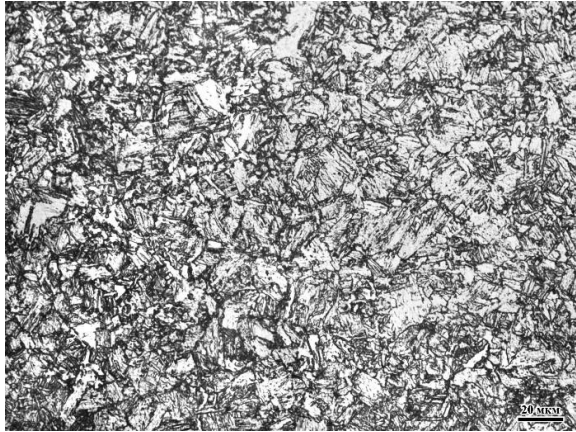
**Влияние температуры печной закалки.** После печной закалки от температур 900 и 950°С в листовом прокате из исследованной стали формируется бейнитно-мартенситная структура преимущественно с пакетно-блочным строением и близкой дисперсностью структурных составляющих, Рисунок 6.9 а, з.

Исследования особенностей структуры экономнолегированной стали состава № 4 с помощью ПЭМ показали, Таблица 6.7, что после закалки от температуры 900 °С основной структурной составляющей является РБ (до 50 %) с высокой плотностью дислокаций  $2,9 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и шириной реек 0,6-0,8 мкм, Рисунок 6.9 г. В структуре также присутствует ~ 10-15 % бейнита гранулярной морфологии с близкой к РБ плотностью дислокаций -  $2,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и развитым субзерненным строением (размер фрагментов составляет 0,6-1,0 мкм), Рисунок 6.9 д. Мартенситная составляющая представлена преимущественно ВМ (20-25 %), плотность дислокаций в котором составляет  $3,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , а средний размер областей - 1,45 мкм, Рисунок 6.9 в. В структуре также присутствует до ~ 15-20 % РМ с наиболее высокой плотностью дислокаций  $6,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и рейками толщиной 0,2-0,3 мкм [288], Рисунок 6.9 б.

Повышение температуры закалки до 950 °С приводит к изменению соотношения структурных составляющих в структуре экономнолегированной судостроительной стали, Таблица 6.7. Доля РМ увеличивается до 45-50 %, Рисунок 6.9 н, а количество бейнита реечной морфологии снижается до 30-35 %, Рисунок 6.9 л. Кроме того, в структуре присутствует ~ 10-15% ВМ, Рисунок 6.9 к, и ~ 5-10 % бейнита гранулярной морфологии, Рисунок 6.9 м. По отдельным границам реек в РБ и фрагментов в ГБ встречаются прослойки мартенситно-аустенитной смеси, или МА-фазы [288]. При этом плотность дислокаций, а также средние размеры реек и фрагментов в структурных составляющих практически не изменяются по сравнению с образцами после закалки от температуры 900 °С [288].

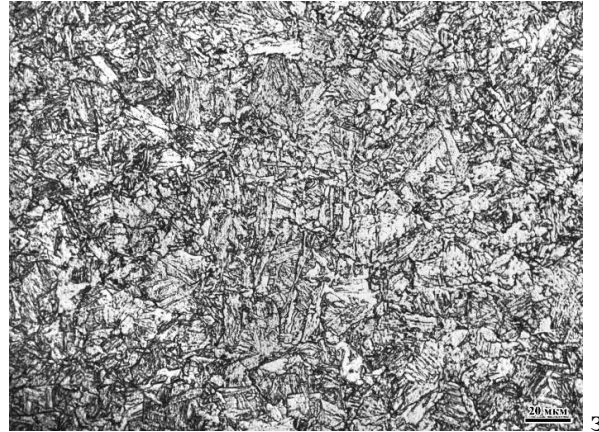
В особенностях распределения карбидной фазы при увеличении температуры закалки также не наблюдается значимых отличий, Таблица 6.7.

## Закалка от температуры 900 °С

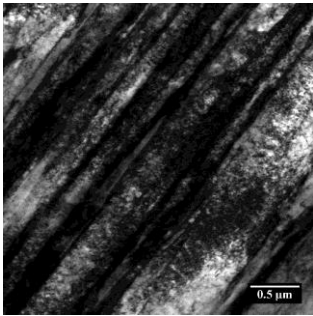


а

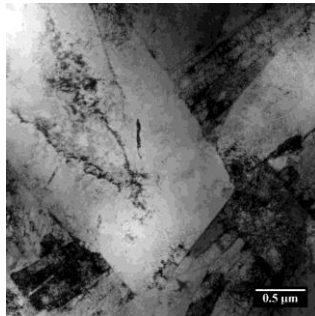
## Закалка от температуры 950 °С



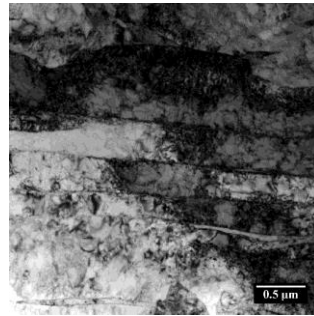
з



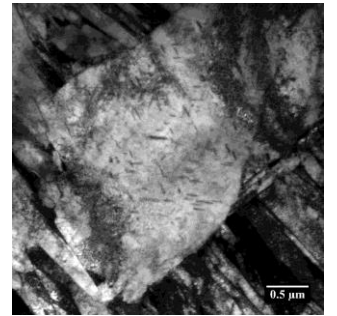
б



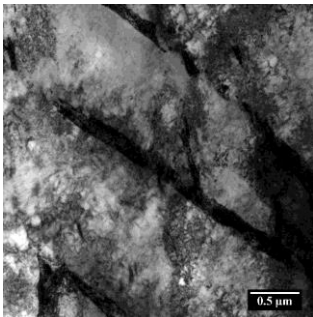
в



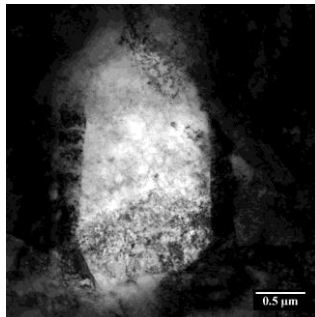
и



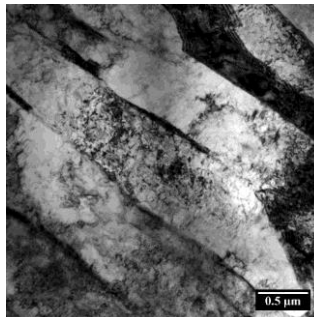
к



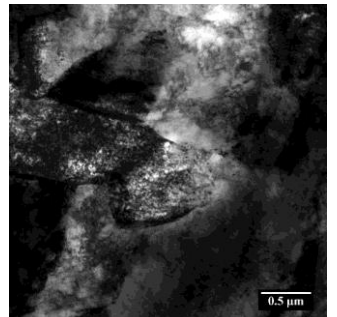
г



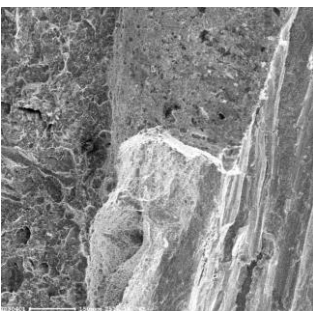
д



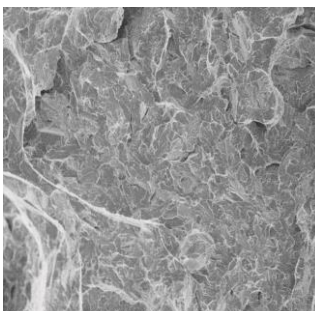
л



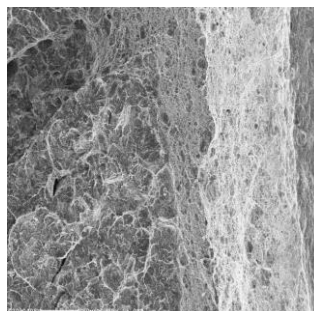
м



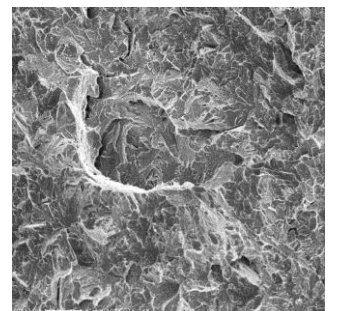
е



ж



н



о

Рисунок 6.9 – Структура листового проката из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 уровня прочности 690 (а-к) и характер разрушения ударных образцов после проведения испытаний при температуре минус 70 °С (л-о) после печной закалки от температур 900 °С (а-ж) и 950 °С (з-о):

а, з – оптическая металлография;  
 б-д, и-м – ПЭМ: РМ (б, и); ВМ с карбидами самоотпуска (в, к); РБ (г, л); ГБ (д, м);  
 е, н - зона зарождения трещины; ж, о - зона распространения трещины [288]

Таблица 6.7 – Параметры структуры листового проката из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 уровня прочности 690 после закалки и после последующего высокотемпературного отпуска [288]

| Т <sub>отп.</sub> , °С | Параметр структуры                    |   | Структурные составляющие |                      |                      |                      |
|------------------------|---------------------------------------|---|--------------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
|                        |                                       |   | PM                       | BM                   | PB                   | GB                   |
| После закалки          | Объёмная доля, %                      |   | 45-50                    | 10-15                | 30-35                | 5-10                 |
|                        | Средний размер реек (фрагментов), мкм |   | 0,27                     | 1,62                 | 0,72                 | 0,8                  |
|                        | Плотность дислокаций, м <sup>-2</sup> |   | 6,6×10 <sup>14</sup>     | 3,6×10 <sup>14</sup> | 2,8×10 <sup>14</sup> | 2,7×10 <sup>14</sup> |
|                        | Карбиды на границах, нм               |   | -                        | 150                  | 210                  | 200                  |
|                        | Частицы внутри элементов структуры    | Размер, нм  | 10                       | 200                  | -                    | 70                   |
|                        |                                       | Объёмная плотность, ×10 <sup>18</sup> м <sup>-3</sup> | 1                        | 6                    | -                    | -                    |
| 570                    | Объёмная доля, %                      |   | 45 – 50                  | 10-15                | 30-35                | 5-10                 |
|                        | Средний размер реек (фрагментов), мкм |   | 0,27                     | 1,62                 | 0,52                 | 0,80                 |
|                        | Плотность дислокаций, м <sup>-2</sup> |   | 3,1×10 <sup>14</sup>     | 2,1×10 <sup>14</sup> | 2,8×10 <sup>14</sup> | 2,6×10 <sup>14</sup> |
|                        | Карбиды на границах, нм               |   | 200                      | 280                  | 210                  | 120 - 200            |
|                        | Частицы внутри элементов структуры    | Размер, нм  | 10                       | 250                  | 100                  | -                    |
|                        |                                       | Объёмная плотность, ×10 <sup>19</sup> м <sup>-3</sup> | -                        | 6,3                  | -                    | -                    |
| 600                    | Объёмная доля, %                      |   | 45 – 50                  | 10-15                | 30-35                | 5-10                 |
|                        | Средний размер реек (фрагментов), мкм |   | 0,25                     | 1,64                 | 0,85                 | 0,70                 |
|                        | Плотность дислокаций, м <sup>-2</sup> |   | 3,2×10 <sup>14</sup>     | 2,0×10 <sup>14</sup> | 1,7×10 <sup>14</sup> | 1,4×10 <sup>14</sup> |
|                        | Карбиды на границах, нм               |   | 180                      | 120                  | 170                  | 120                  |
|                        | Частицы внутри элементов структуры    | Размер, нм  | -                        | от 9 до 100          | -                    | -                    |
|                        |                                       | Объёмная плотность, ×10 <sup>19</sup> м <sup>-3</sup> | -                        | 7                    | -                    | -                    |
|                        |                                       |   | <b>PM</b>                | <b>PM+BM</b>         | <b>PB</b>            | <b>GB</b>            |
| 630                    | Объёмная доля, %                      |   | 40 – 45                  | 15-20                | 30-35                | 5-10                 |
|                        | Средний размер реек (фрагментов), мкм |   | 0,27                     | 4                    | 0,52                 | 0,80                 |
|                        | Плотность дислокаций, м <sup>-2</sup> |   | 2,5×10 <sup>14</sup>     | 10 <sup>9</sup>      | 1,8×10 <sup>14</sup> | 1×10 <sup>14</sup>   |
|                        | Карбиды на границах, нм               |   | 50-200                   | 250                  | 210                  | 200                  |
|                        | Частицы внутри элементов структуры    | Размер, нм  | 9                        | от 5,4 до 185        | от 9 до 100          | -                    |
|                        |                                       | Объёмная плотность, ×10 <sup>20</sup> м <sup>-3</sup> | -                        | 1,2                  | -                    | -                    |
| 690                    | Объёмная доля, %                      |   | 25- 30                   | 30-35                | 30-35                | 5-10                 |
|                        | Средний размер реек (фрагментов), мкм |   | 0,27                     | 9                    | 0,84                 | 1,20                 |
|                        | Плотность дислокаций, м <sup>-2</sup> |   | 2,1×10 <sup>14</sup>     | 10 <sup>9</sup>      | 1,8×10 <sup>14</sup> | 1,2×10 <sup>14</sup> |
|                        | Карбиды на границах, нм               |   | 130                      | 180                  | 110                  | 165                  |
|                        | Частицы внутри элементов структуры    | Размер, нм  | -                        | 230                  | -                    | -                    |
|                        |                                       | Объёмная плотность, ×10 <sup>20</sup> м <sup>-3</sup> | -                        | 0,3                  | -                    | -                    |



При обеих температурах закалки внутри реек в РМ обнаружены мелкодисперсные карбидные частицы со средними размерами 10–40 нм при их объемной плотности распределения -  $1 \times 10^{18} \text{ м}^{-3}$ . По границам пакетов и реек в РБ и фрагментов в ГБ наблюдаются крупные карбидные частицы цементитного типа размером до 210 нм, при этом внутри реек в РБ и субзерен в ГБ содержатся более мелкие карбиды размером от 50 до 100 нм. В ВМ увеличивается объемная плотность карбидов самоотпуска  $\sim$  в 1,5 раза – с  $4 \times 10^{18}$  до  $6 \times 10^{18} \text{ м}^{-3}$ , при этом их средние размеры составляют 170–200 нм [288], Таблица 6.7.

Таким образом, в исследованной экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 из существенных структурных отличий при повышении температуры закалки от 900 до 950 °С следует отметить только изменение соотношения структурных составляющих. Это поспособствовало небольшому повышению значений предела текучести (на 32 МПа) и временного сопротивления (на 43 МПа) при незначительном снижении максимального значения ударной вязкости при температуре испытаний минус 70 °С – на 20 Дж/см<sup>2</sup>, Таблица 6.6. Для обеспечения более высокой прочности (690-750 МПа) экономнолегированных сталей после закалки за счет преимущественного содержания в структуре стали РМ с высокой плотностью дислокаций в промышленных условиях целесообразно проведение закалки от температур 930-950 °С. Для менее прочных сталей 500-620 рекомендовано проведение закалки при температурах 920-930 °С для обеспечения преимущественно бейнитной структуры требуемой морфологии для сталей с индексом «Агс».

Результаты проведенных фактографических исследований показали, что небольшое снижение значений ударной вязкости при низких температурах при повышении температуры закалки на 50 °С связано с уменьшением протяженности вязкой зоны зарождения трещины от 400 до 280 мкм, Рисунок 6.9 е, н. При этом большую часть поверхности изломов ударных образцов после испытаний при температуре минус 70 °С занимают области хрупкого транскристаллитного разрушения, образованного фасетками квазискола и микроскола, окруженные участками вязкого зернограничного излома [288], Рисунок 6.9 ж, о.

**Влияние температуры последующего высокотемпературного отпуска.** На Рисунке 6.10 представлена структура образцов от листового проката, закаленного от температуры 950 °С с последующим высоким отпуском при температурах 570, 600, 630 и 690 °С в течение 3-х часов. Нагрев до температур 570...600 °С не приводит к существенным изменениям структуры, Рисунок 6.10 а, б. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 630 °С способствует частичному нарушению реечного характера структуры и развитию начальных стадий процесса рекристаллизации  $\alpha$ -фазы по механизму «in situ» («на месте») преимущественно в реечных составляющих, Рисунок 6.10 в, которая получает свое интенсивное развитие при повышении температуры до 690 °С и сопровождается дальнейшим ростом зерна по механизму вторичной рекристаллизации. В результате в структуре наблюдаются отдельные более крупные светлые области переотпущенной  $\alpha$ -фазы размером до 20 – 30 мкм [288], Рисунок 6.10 г.

На Рисунке 6.11 представлены особенности внутреннего строения структурных составляющих в бейнитно-мартенситной структуре листового проката из хладостойкой судостроительной стали состава №4 после различных режимов высокотемпературного отпуска.



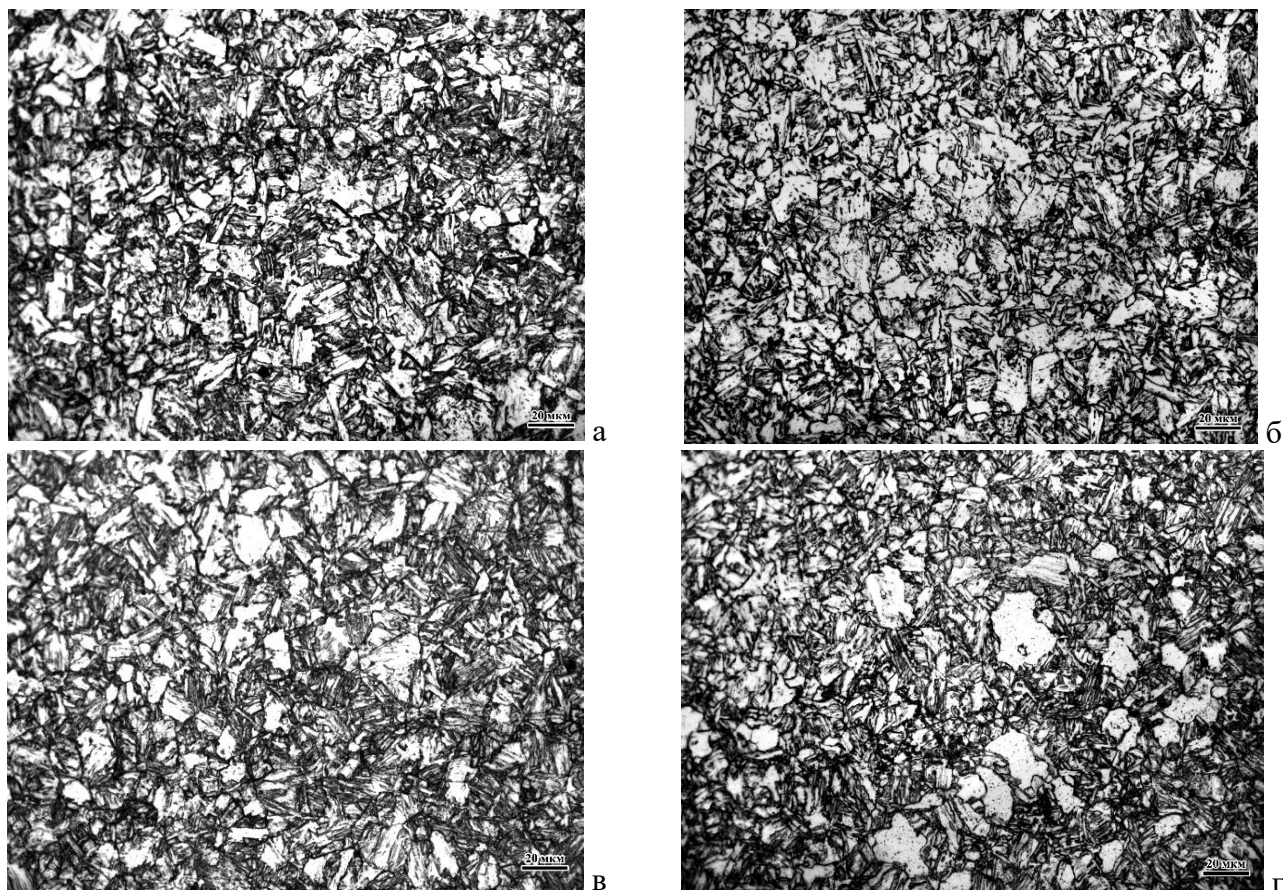


Рисунок 6.10 - Структура листового проката из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 уровня прочности 690 после закалки от температуры 950°C и последующего высокого отпуска при температурах 570 (а), 600 (б), 630 (в) и 690 (г) °C

Отпуск при температуре 570 °C (по сравнению с закаленным состоянием) приводит к снижению плотности дислокаций в мартенситной составляющей структуры: ~ в 2 раза в РМ (от  $6,6 \times 10^{14}$  до  $3,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ) и ~ в 1,5 раза в ВМ (от  $3,6 \times 10^{14}$  до  $2,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ), появлению протяженных пластинчатых карбидов цементитного типа на границах отдельных реек РМ размером до 200 нм, где ранее были обнаружены прослойки остаточного аустенита длиной до 300 нм, Рисунок 6.11 а, способствует росту карбидов самоотпуска на границах областей ВМ (от 150 до 280 нм), а также внутри его кристаллитов (от 200 до 250 нм) при значительном увеличении их объемной плотности на порядок, Рисунок 6.11 б. Перестройка бейнитных кристаллитов менее существенна, плотность дислокаций в РБ и ГБ практически не изменяется по сравнению с закаленным состоянием, Рисунок 6.11 в, г. На месте областей МА-фазы по границам реек в РБ и фрагментов в ГБ наблюдаются довольно крупные карбидные частицы размером 120-210 нм. Кроме того, внутри реек РБ наблюдаются карбиды размером 90-110 нм [288].

Значительное уменьшение плотности дислокаций в РМ и ВМ после отпуска при температуре 570 °C приводит к существенному разупрочнению исследованной экономнолегированной стали по сравнению с закаленным состоянием, вследствие чего наблюдается снижение средних значений предела текучести  $R_e$  и  $R_m$  на ~ 100 и 230 МПа соответственно. При этом наблюдается одновременное средних значений  $A_5$  на ~ 4,5 % и

ударной вязкости при температуре испытаний минус 70 °С (на ~ 100 Дж/см<sup>2</sup>), Таблица 6.6, что обусловлено выходом углерода из  $\alpha$ -решетки с образованием карбидов цементитного типа преимущественно по границам фрагментов и реек вместо границ БАЗ [288].

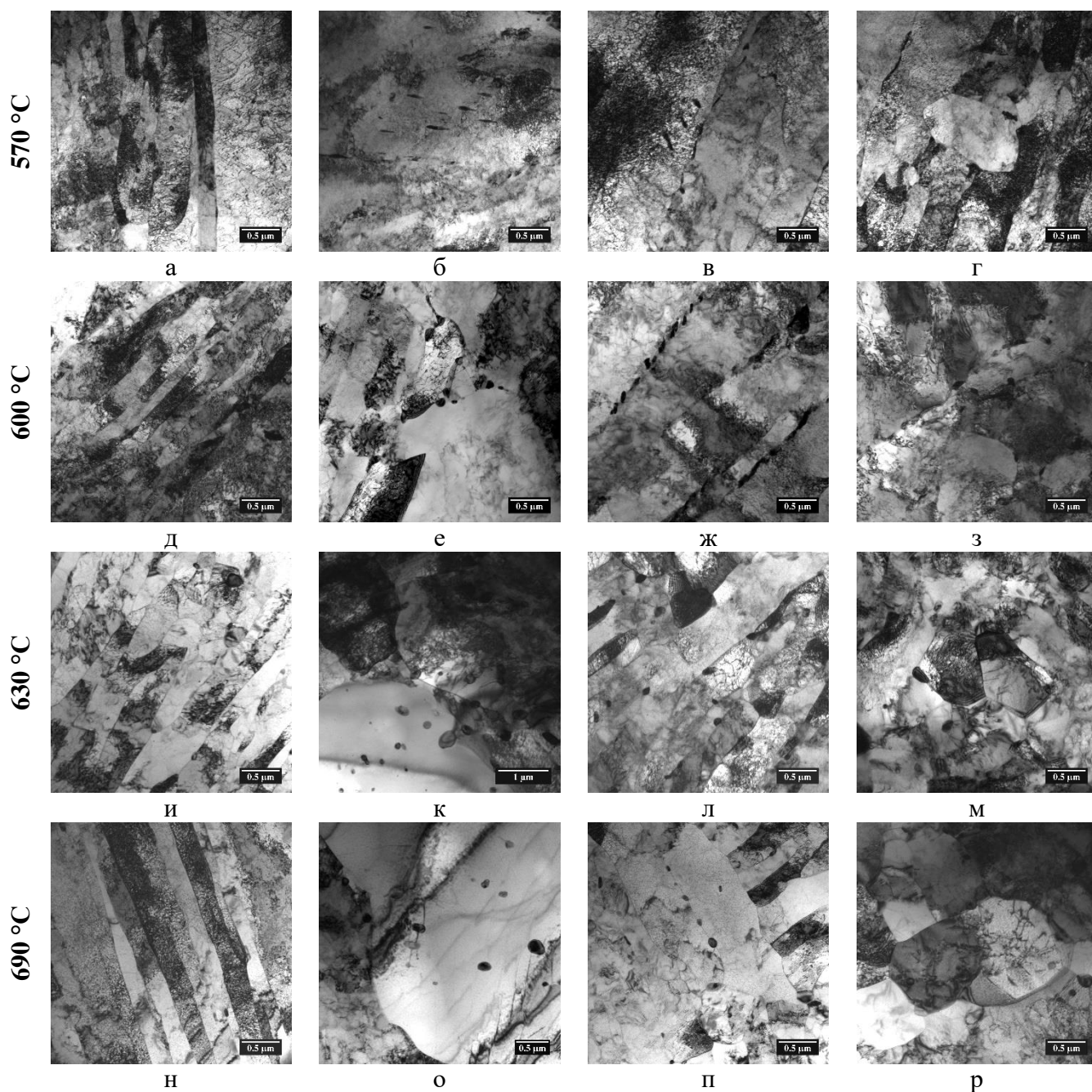


Рисунок 6.11 – Особенности внутреннего строения структурных составляющих в экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 уровня прочности 690 после закалки от температуры 950 °С и последующего высокого отпуска в течение 3-х часов при температурах 570 °С (а-г), 600 °С (д-з), 630 °С (и-м) и 690 °С (н-р): а, д, и, н – РМ; б, е – ВМ; к, о – перепотупленный мартенсит (ПМ); в, ж, л, п – РБ; г, з, м, р – ГБ [288]

При повышении температуры отпуска до 600 °С (по сравнению с отпуском при температуре 570 °С) плотность дислокаций в мартенситной составляющей практически не изменяется. При этом как в РБ, так и в ГБ она снижается ~ в 1,5 раза. Разупрочнение стали

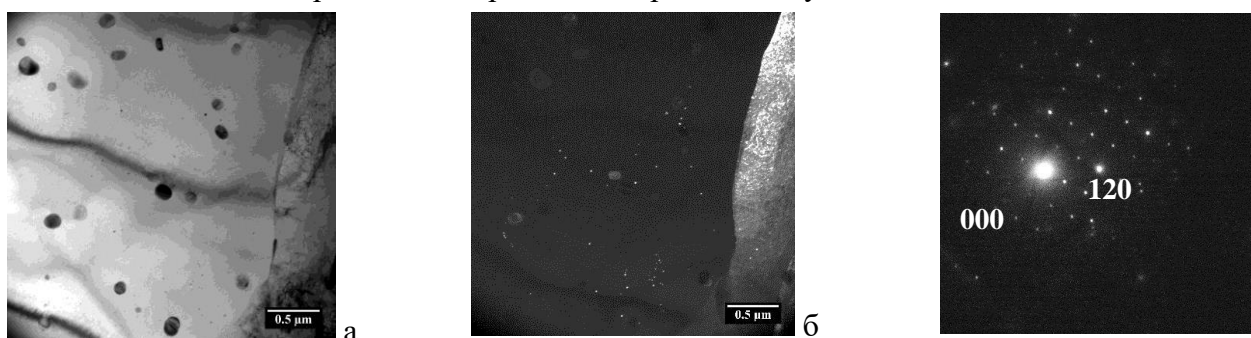
вследствие снижения плотности дислокаций компенсируется дисперсионным упрочнением за счет образования дисперсных карбидов внутри областей ВМ (с минимальным размером 9 нм) за счёт диссоциации более крупных выделений размером до 250 нм, Рисунок 6.11 е, вследствие усиления диффузии углерода при повышении температуры отпуска. В отдельных областях РМ наблюдается полигонизация дислокаций внутри рек и миграция отдельных границ, незакрепленных карбидами, Рисунок 6.11 д. Признаков рекристаллизации  $\alpha$ -фазы не наблюдается [288].

В бейнитной составляющей также происходит интенсификация образования новых более мелких карбидов по границам структурных элементов, Рисунок 6.11 ж, з соответственно. При этом средний размер зернограницных карбидов составляет  $\sim 170$  нм по границам рек в РБ и  $\sim 120$  нм по границам фрагментов в ГБ [288].

Образование дисперсной карбидной фазы способствует повышению прочностных характеристик по сравнению с отпуском при температуре  $570^\circ\text{C}$  (значений предела текучести - на 75 МПа, временного сопротивления – на 53 МПа), а частичная фрагментация рек  $\alpha$ -фазы обеспечивает небольшое повышение вязко-пластических свойств (значений относительного удлинения – на 1,5 %, значений  $KCV^{70}$  -  $\sim$  на 20 Дж/см<sup>2</sup>) [288], Таблица 6.6

При повышении температуры отпуска до  $630^\circ\text{C}$  на месте отдельных кристаллитов дислокационного мартенсита неречного типа происходит образование областей переотпущенного мартенсита (ПМ) – областей  $\alpha$ -фазы с низкой плотностью дислокаций ( $\sim 10^9$  м<sup>-2</sup>), упрочненных мелкодисперсной карбидной фазой размером около 5 нм. Внутри таких участков ПМ со средним размером 4 мкм встречаются и более крупные карбиды размером до 185 нм, Рисунок 6.11 к. Дальнейший рост областей ПМ вероятно происходит за счёт присоединения фрагментов переотпущенного речного мартенсита (ПМ) [288].

Более детальные исследования особенностей карбидообразования в областях ПМ подтвердили, что внутри них происходит зарождение множественных наноразмерных карбидов цементитного типа, легированных марганцем и хромом, Рисунок 6.12.



| Химический элемент   | Содержание, ат. % |             |        |        |        |
|----------------------|-------------------|-------------|--------|--------|--------|
|                      | Mn (К)            | Cr(К)       | Fe (К) | Ni (К) | Nb (К) |
| в карбидных частицах | <b>3,17</b>       | <b>4,19</b> | 91,61  | 1,03   | -      |
| в матрице            | <b>1,02</b>       | <b>0,56</b> | 96,74  | 1,68   | -      |

Г

Рисунок 6.12 – Особенности карбидной фазы в областях ПМ экономнолегированной судостроительной стали состава № 4: а – светлопольное изображение наноразмерных карбидных частиц; б – темнопольное изображение в рефлексе 120; в – электронограмма, полученная от карбидной частицы в плоскости (110); г – таблица элементного анализа карбидов и матрицы

В РМ (по сравнению с образцами, отпущенными при температуре 600 °С) наблюдается небольшое снижение плотности дислокаций (от  $3,2 \times 10^{14}$  до  $2,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ), а также увеличивается доля областей РМ с фрагментированным строением реек  $\alpha$ -фазы (плотность дислокаций в стенках фрагментов составляет  $8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ), Рисунок 6.11 и.

Как в мартенситной, так и в бейнитной составляющей наблюдается укрупнение карбидных частиц до 200-250 нм по границам структурных элементов (реек и пакетов в РМ и РБ, фрагментов в ПМ, ВМ и ГБ), Таблица 6.7, Рисунок 6.11 и-м. При этом основным изменением, наблюдаемым в РБ при повышении температуры отпуска до 630 °С, является образование множественных дисперсных карбидов цементитного типа, легированных марганцем и хромом, внутри самих реек [288], Рисунок 6.11 л.

Совокупность данных структурных изменений, обусловленных в первую очередь развитием начальных стадий рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе РМ по типу «in situ», приводит к снижению значений  $R_e$  и  $R_m \sim$  на 50-60 МПа (по сравнению с отпуском при температуре 600°С), при этом значения вязко-пластических характеристик остаются практически неизменными, Таблица 6.6. Более существенного разупрочнения удастся избежать за счет одновременного упрочнения мелкодисперсными карбидными частицами в ПМ и РБ [288].

Дополнительно был проведен анализ распределения химических элементов в образцах после закалки и последующего высокого отпуска при температурах 570 и 630°С с помощью томографической атомно-зондовой микроскопии. Установлено, что в закаленном состоянии наблюдаются кластеры (области с повышенным содержанием углерода), в которых содержание основных легирующих элементов практически не отличается от матрицы. После проведения высокого отпуска при температуре 570 °С в течении 3-х часов происходит диссоциация данных кластеров. В результате наблюдается увеличение размеров сохранившихся карбидов самоотпуска в ВМ и выделение карбидов цементитного типа по границам отдельных реек мартенсита и бейнита на месте остаточного аустенита, вследствие чего матрица обедняется углеродом, Таблица 6.8. Повышение температуры отпуска до 630°С способствует выделению множественных наноразмерных карбидов, Рисунок 6.11 к, и кластеров с повышенным содержанием С, Мn, Сг и Мо, Таблица 6.8 [288].

Таблица 6.8 – Результаты химического анализа образцов из исследованной экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4, выполненного методом атомно-зондовой томографии, ат. % (средние значения) [288]

| Место анализа                                     | C           | Si   | Mn          | Ni   | Cr          | Mo          | Nb    |
|---|-------------|------|-------------|------|-------------|-------------|-------|
| Закалка от температуры 950 °С                     |             |      |             |      |             |             |       |
| Исследованный объем                               | 0,19        | 0,53 | 0,71        | 0,85 | 0,59        | 0,13        | 0,01  |
| Кластеры  | <b>3,38</b> | 0,60 | 0,79        | 0,77 | 0,44        | 0,17        | 0,02  |
| Закалка от температуры 950 °С + отпуск при 570 °С |             |      |             |      |             |             |       |
| Исследованный объем                               | 0,06        | 0,57 | 0,72        | 0,97 | 0,52        | 0,13        | 0,006 |
| Закалка от температуры 950 °С + отпуск при 630 °С |             |      |             |      |             |             |       |
| Исследованный объем                               | 0,02        | 0,54 | 0,70        | 1,08 | 0,50        | 0,18        | 0,007 |
| Кластеры  | <b>3,88</b> | 0,59 | <b>1,00</b> | 1,25 | <b>0,74</b> | <b>0,71</b> | -     |

При дальнейшем повышении температуры отпуска тенденция к увеличению объёмной доли и размеров областей ПМ при снижении доли РМ (до 25-30 %) усиливается при полном исчезновении областей ВМ за счет развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе. Отпуск при температуре 690 °С приводит к усилению процессов коагуляции и роста легированных карбидов до 230 нм, Рисунок 6.11 о, дальнейшему снижению плотности дислокаций в РМ и ГБ, Рисунок 6.11 н, р. Это приводит к более значительному снижению прочностных характеристик (средних значений  $R_m$  - на  $\sim 170$  МПа и  $R_e$  - на  $\sim 220$  МПа) по сравнению с отпуском при температуре 630 °С при одновременном повышении вязко-пластических свойств (средних значений  $A_5$  - на  $\sim 6$  % и  $KCV^{70}$  - на  $\sim 100$  Дж/см<sup>2</sup>) [288], Таблица 6.6.

Вышеописанные структурные изменения при высокотемпературном отпуске существенно влияют не только на значения ударной вязкости, но и на характер разрушения образцов после испытаний на ударный изгиб при температуре минус 70 °С, Рисунок 6.13.

После высокого отпуска при температуре 570 °С по сравнению с закаленным состоянием происходит увеличение протяженности вязкой зоны зарождения трещины от 280 мкм, Рисунок 6.9 н, до 1,5 мм, Рисунок 6.13 а, что объясняет повышение средних значений  $KCV^{70}$  (от 45-63 Дж/см<sup>2</sup> после закалки до 14-145 Дж/см<sup>2</sup> после З+О при 570 °С), при этом порядка 65-70 % поверхности излома занимает хрупкое транскристаллитное разрушение квазисколом и микросколом [288], Рисунок 6.13 г.

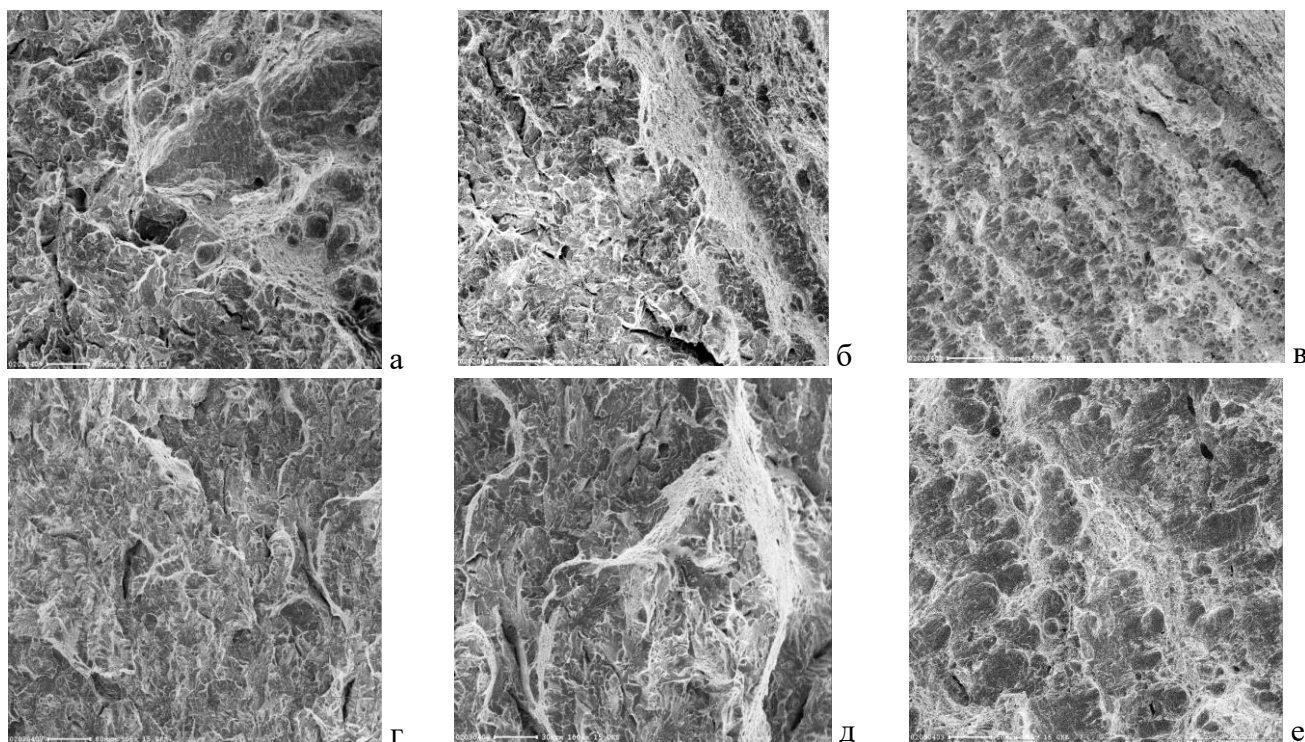


Рисунок 6.13 – Характер разрушения ударных образцов из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 после испытаний при температуре минус 70 °С после закалки от температуры 950 °С с последующим высоким отпуском при температурах 570 (а, г), 630 (б, д) и 690 (в, е) °С: а, б, в - зона зарождения трещины; г, д, е - зона распространения трещины [288].

Повышение температуры отпуска до 630 °С способствует дальнейшему увеличению протяженности вязкой зоны зарождения трещины до 2 мм, Рисунок 6.13 б. При этом площадь

хрупкого транскристаллитного разрушения квазисколом, ограниченного вязким контуром зернограничного излома, уменьшается до ~ 30-35 %, а большая его часть представлена мелкими фасетками микроскола, Рисунок 6.13 д, вследствие чего и происходит рост KCV<sup>-70</sup> до 163-180 Дж/см<sup>2</sup>. При температуре отпуска 690 °С наблюдается как вязкая зона зарождения трещины, Рисунок 6.13 в, так и полностью вязкая зона распространения трещины с чашечным видом излома, Рисунок 6.13 е, что и приводит к возрастанию значений KCV<sup>-70</sup> до 261-282 Дж/см<sup>2</sup>.

**Влияние продолжительности высокотемпературного отпуска.** Для проведения данных исследований были выбраны 2 листовых проката толщиной 30 мм из той же экономнолегированной судостроительной стали состава № 4 уровня прочности 690, изготовленные в опытно-промышленных условиях. Прокатка листов осуществлялась по двухстадийной схеме с учетом рекомендаций, описанных в п. 6.1. Закалка проводилась от рекомендованной температуры 930°С в роликозакалочной машине, далее листы подвергались высокому отпуску при температуре 570 °С, исключаяющей развитие рекристаллизационных процессов в α-фазе РМ и РБ, с варьированием его продолжительности – 105 и 180 мин (3,5 и 6 мин/мм соответственно) [288].

В таблице 6.9 представлены механические свойства исследованного листового проката в зависимости от времени выдержки при отпуске. Структура листовых прокатов по всему сечению представляет собой однородную отпущенную бейнитно-мартенситную смесь.

Таблица 6.9 – Механические свойства листового проката толщиной 30 мм из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 после закалки и последующего отпуска при температуре 570 °С различной продолжительности

| Условный номер листа | R <sub>e</sub> , МПа | R <sub>m</sub> , МПа | A <sub>5</sub> , % | KCV <sup>-70</sup> °С, Дж/см <sup>2</sup> |                     |
|----------------------|----------------------|----------------------|--------------------|---|---------------------|
|                      |                      |                      |                    | поверхность                               | середина по толщине |
| 6/30-1               | 724                  | 780                  | 18                 | 205...392                                 | 195...237           |
| 6/30-2               | 640                  | 730                  | 26                 | 177...191                                 | 117...181           |

Основными структурными составляющими в структуре исследованной экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 после закалки от температуры 930 °С и последующего отпуска при температуре 570 °С являются:

- РМ с высокой плотностью дислокаций  $(3,4...3,7) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , объемная доля которого составляет 50 % площади исследованных фольг, Рисунки 6.14 а, 6.15 а, с шириной реек ~ 0,12-0,20 мкм, по границам которых наблюдаются многочисленные карбидные частицы цементитного типа со средним размером ~ 50 нм, Рисунок 6.15 в, а внутри реек сосредоточены мелкие карбиды размером 5-12 нм с объемной плотностью  $2,9 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , Рисунок 6.15 г;

- РБ с плотностью дислокаций  $(2,2...2,5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  (до 20 %), шириной реек ~ 0,50-0,65 мкм, Рисунки 6.14 г, д, 6.15 и;

- ГБ с плотностью дислокаций  $(1,6...1,9) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  (до 25 %), размером фрагментов в нем ~ 0,5-2 мкм, Рисунки 6.14 в, 6.15 б, по границам которых выделены карбиды цементитного типа размером 70-85 нм, Рисунок 6.15 д, а внутри них равномерно распределены мелкодисперсные карбидные частицы размером до 9 нм с объемной плотностью ~  $3,5 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , Рисунок 6.15 е.



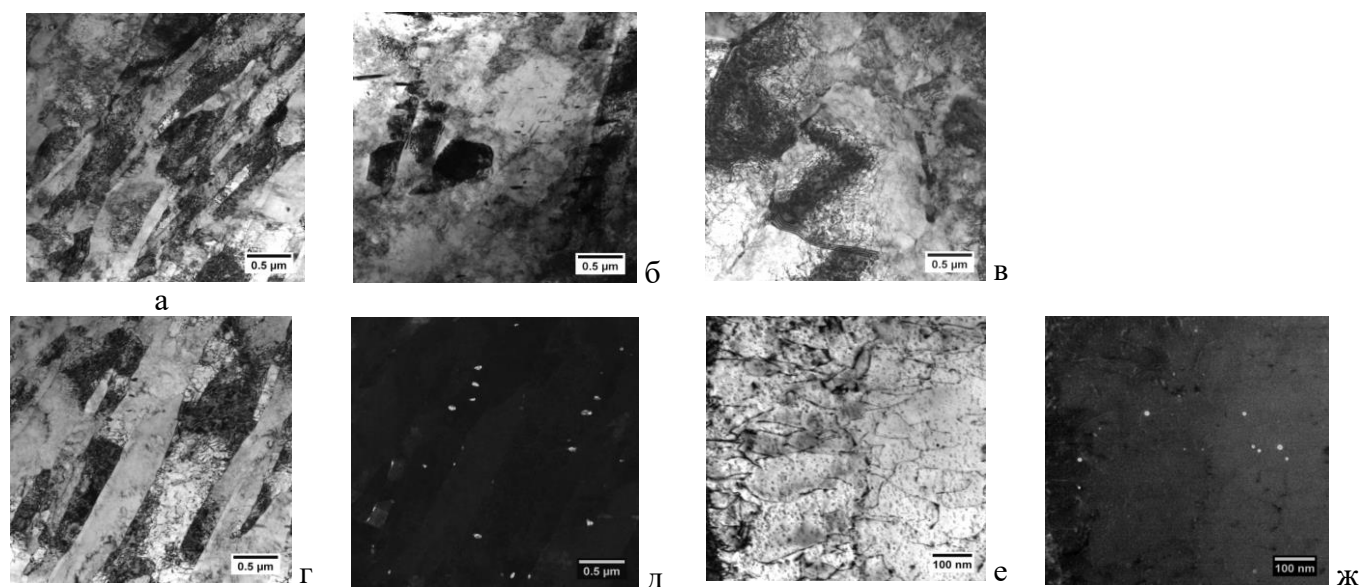


Рисунок 6.14 - Структура листового проката № 6/30-1 толщиной 30 мм из исследованной экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 уровня прочности 690 после З+О при температуре 570 °С в течение 105 мин (3,5 мин/мм): а – РМ, б – ВМ, в – ГБ, г, е – РБ, д, ж - карбидные частицы по границам (д) и внутри (ж) рек [288]

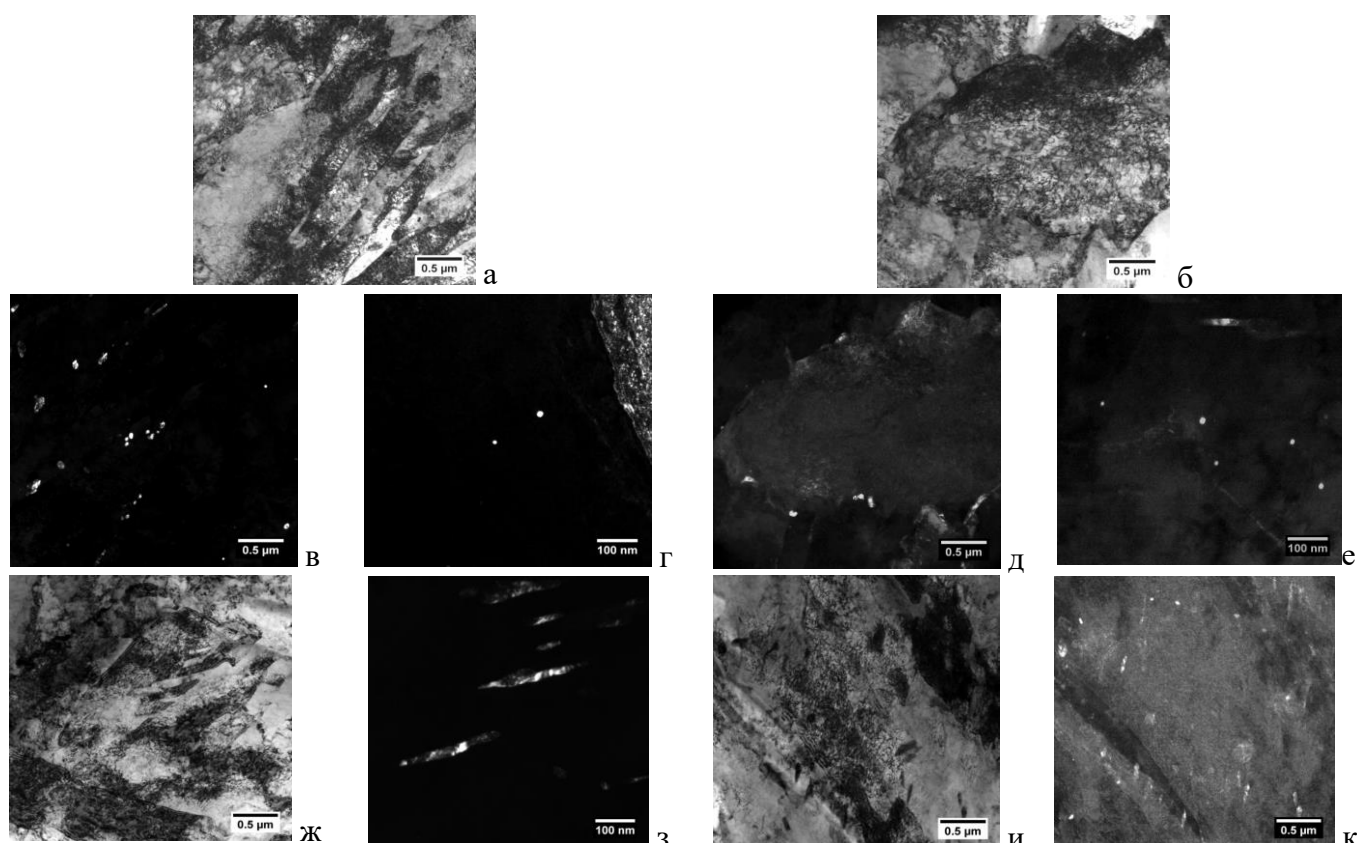


Рисунок 6.15 - Структура листового проката № 6/30-2 толщиной 30 мм из исследованной экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 уровня прочности 690 после З+О при температуре 570 °С в течение 180 мин (6 мин/мм): а – РМ, б – ГБ, в-е - карбидные частицы по границам рек в РМ и фрагментов в ГБ (д) и внутри них в РМ (г) и ГБ (е), ж – ВМ и карбиды в нем (з), и – РБ и карбидные частицы в нем по границам рек (к) [288]

ВМ с высокой плотностью дислокаций ( $2,6...3,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ) занимает незначительную долю структуры – не более 5%, Рисунки 6.14 б, 6.15 ж. Внутри его областей размером 1,5-3,0 мкм наблюдаются вытянутые карбиды самоотпуска размером от 55 до 120 нм, объемная плотность которых не изменяется с повышением продолжительности отпуска и составляет  $(2,8...3,0) \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , Рисунок 6.15 з.

При этом следует отметить, что увеличение длительности выдержки при высокотемпературном отпуске от 105 до 180 мин приводит к растворению мелкой упрочняющей карбидной фазы размером  $\sim 7-12$  нм при их объемной плотности  $7,8 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$  внутри полигонизованных рек (по границам фрагментов в них), обнаруженной в фольгах отпущенного в течение 3,5 мин/мм листового проката, Рисунок 6.14 е, ж, и увеличению размеров карбидных частиц по границам бейнитных рек от 105 мкм, Рисунок 6.14 д, до 150 нм, Рисунок 6.15 к. Данные особенности карбидообразования в бейнитной составляющей при увеличении продолжительности высокого отпуска и привело к существенному снижению прочностных характеристик (среднего значения  $R_e$  – на 50 МПа,  $R_m$  – на 84 МПа) при одновременном снижении значений  $KCV^{-70}$  (на  $\sim 115$  Дж/см<sup>2</sup> вблизи поверхности и  $\sim 70$  Дж/см<sup>2</sup> в середине по толщине листового проката) [288], Таблица 6.9.

Фрактографический анализ изломов образцов после испытаний на ударный изгиб при температуре испытаний минус 70 °С показал, что такие особенности изменения карбидной фазы в бейните речной морфологии при увеличении времени выдержки при отпуске привели к некоторому изменению характера разрушения в их центральной части, Рисунок 6.16.

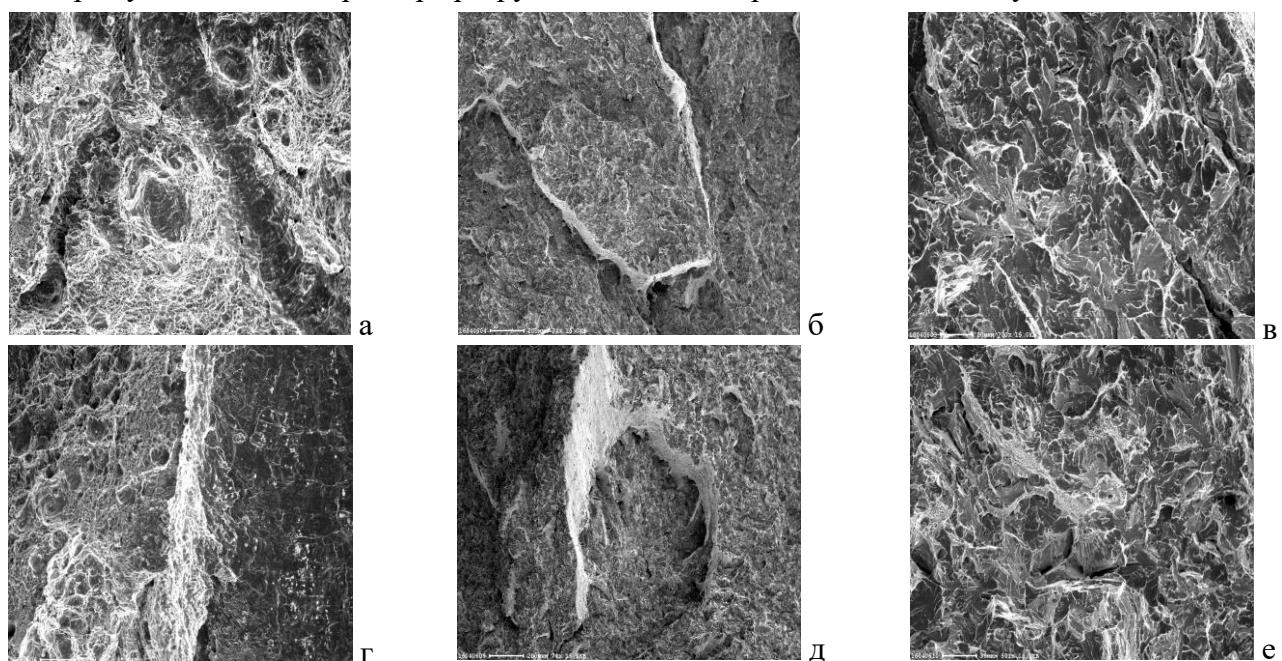


Рисунок 6.16 – Характер разрушения ударных образцов из экономнолегированной хладостойкой стали состава № 4 после испытаний при температуре минус 70 °С после закалки от температуры 950 °С с последующим отпуском при температуре 570 °С в течение 105 (а-в) и 180 (г-е) мин: а, б, в - зона зарождения трещины; г, д, е - зона распространения трещины [288]

В образцах от обоих листов наблюдаются участки хрупкого разрушения по телу зёрен по типу скола и микроскола (более 50 % исследованной площади излома в образце с  $KCV^{-70} \text{ °С} =$

117 Дж/см<sup>2</sup> от листа № 30-2, Рисунок 6.16 б, в, и ~18 % - в образце с KCV<sup>-70 °C</sup> = 237 Дж/см<sup>2</sup> от листа № 6/30-1, Рисунок 6.16 д, е), окруженные областями вязкого зернограницного разрушения. При этом непосредственно под надрезом в области зарождения магистральной трещины разрушение образцов от двух листов №№ 6/30-1 и 6/30-2 имеет вязкий чашечный характер по телу зёрен [288], Рисунок 6.16 а, г.

На основании проведенных исследований по влиянию температуры закалки и параметров высокого отпуска на структуру и механические свойства листового проката из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали, содержащей ~ 0,5 % Cr+ 2,5 %  $\Sigma(\text{Ni}+\text{Cr}+\text{Mo})$ ), установлено следующее:

1. После закалки от температур 900 и 950 °C в исследованной стали формируется бейнитно-мартенситная структура с различным соотношением структурных составляющих, но близкой плотностью дислокаций и дисперсностью структурных элементов в них.

2. Установлено [288], что при повышении температуры отпуска в диапазоне 570...690 °C происходит:

- снижение прочностных характеристик с одновременным повышением значений ударной вязкости при низких температурах;
- нарушение реечного характера структуры, снижение плотности дислокаций и плотности распределения карбидных частиц;
- развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе реечных составляющих;
- изменение вида излома образцов после испытаний на ударный изгиб – от хрупкого до вязкого чашечного, а также механизма разрушения.

2.1. Отпуск при температуре 570 °C в течение 3-х часов приводит к существенному снижению плотности дислокаций в мартенситной составляющей (до  $3,1 \times 10^{14}$  м<sup>-2</sup> РМ и до  $2,1 \times 10^{14}$  м<sup>-2</sup> в ВМ), способствует выделению карбидов цементитного типа на границах отдельных реек РМ, а также росту карбидных частиц в ВМ (от 150 до 280 нм на границах его областей и от 200 до 250 нм внутри его кристаллитов) за счет диссоциации дисперсных кластеров с повышенным содержанием углерода, образованных в результате закалки. Данные структурные изменения приводят к существенному снижению прочностных характеристик (на ~ 100 и 230 МПа соответственно по значениям предела текучести и временного сопротивления) и повышению пластичности (на ~ 4,5 %) и ударной вязкости (на ~ 100 Дж/см<sup>2</sup>) [288].

2.2. В результате отпуска при температуре 600 °C (по сравнению с отпуском при температуре 570 °C) снижается плотность дислокаций в бейнитной составляющей (до  $1,4 \dots 1,7 \times 10^{14}$  м<sup>-2</sup>), образуются мелкодисперсные карбиды размером ~ 9-25 нм внутри областей ВМ, а также пластинчатые карбиды размером 120-170 нм по границам реек в РБ вместо границ БАЗ и фрагментов в ГБ, что способствует повышению прочностных характеристик на ~ 55-75 МПа без снижения вязко-пластических свойств [288].

2.3. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 630 °C способствует развитию начальных стадий рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе по типу «in situ», начинаясь преимущественно в областях ВМ и РМ, сопровождающихся:

- образованием областей ПМ с низкой плотностью дислокаций ( $10^9 \text{ м}^{-2}$ ), упрочненных множественными наноразмерными (5-10 нм) карбидами цементитного типа, легированными марганцем, хромом и молибденом, которые сдерживают существенное разупрочнение стали (снижение на ~ 50-60 МПа по сравнению с отпуском при температуре 600 °С),

- коагуляцией (до 200-250 нм) карбидных частиц по границам структурных элементов (реек и пакетов в РМ и РБ, фрагментов в ПМ, ВМ и ГБ) [288].

При этом обеспечение высокой пластичности и хладостойкости обусловлено увеличением областей РМ с фрагментированным строением реек  $\alpha$ -фазы и выходом углерода из  $\alpha$ -решетки с образованием многочисленных мелкодисперсных (размером 9-20 нм) карбидов цементитного типа внутри реек РБ вместо границ БАЗ.

2.4. При дальнейшем повышении температуры отпуска до 690 °С происходит увеличение объёмной доли и размеров областей ПМ за счёт снижения доли РМ, а также коагуляция и рост карбидов легированного цементита. Совокупность данных структурных изменений приводит к резкому снижению прочностных характеристик (до значений, соответствующих уровню прочности 500) при одновременном повышении вязко-пластических свойств (средних значений  $A_5$  до 25,5 % и  $KCV^{-70}$  до ~ 260-280 Дж/см<sup>2</sup>) [288].

3. При увеличении времени выдержки при высоком отпуске (даже при температурах, исключающих развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе) основные изменения в структуре связаны с бейнитной составляющей реечного типа, в которой происходит растворение мелкой упрочняющей карбидной фазы внутри реек и увеличение размеров карбидных частиц по их границам, что приводит к одновременному снижению прочности и хладостойкости [288].

4. Установленные особенности изменения структуры, механических свойств и характера разрушения исследованной стали состава № 4 при закалке и высокотемпературном отпуске легли в основу разработки температурных режимов термической обработки (З+О) листового проката из экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей разработанных составов (с суммарным содержанием основных легирующих элементов Ni+Cu+Mo+Cr ~ 3,0-3,2%), обеспечивающих требуемый уровень прочности при высокой хладостойкости:

- температура закалки в пределах 920...950 °С (в зависимости от уровня прочности) для формирования заданной бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры;

- температура отпуска в пределах 570...630 °С для исключения процесса развития процессов рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе реечных составляющих (РМ и РБ) по механизму «in-situ».

### **6.3. Влияние высокотемпературного отпуска на изменение структуры и механических свойств листового проката, изготовленного по технологии ЗПН+О по сравнению с З+О**

Основным преимуществом «традиционной» технологии закалки с отдельного печного нагрева является возможность формирования более однородной по сечению листового проката бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры, а значит и механических свойств. При этом

формирование структуры и свойств определяется уровнем легирования стали, режимами закалки и последующего высокотемпературного отпуска, обуславливающими характер и кинетику карбидных превращений и структурных изменений.

Технология закалки с прокатного нагрева, включающая контролируемое термомеханическое воздействие и прямое охлаждение, создает повышенную плотность несовершенств кристаллического строения в аустените, наследуемую конечной бейнитной или бейнитно-мартенситной структурой при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении, что обеспечивает более высокую прочность листового проката в сочетании с повышенной хладостойкостью и трещиностойкостью при низких температурах при том же уровне легирования [286]. В связи с этим после ЗПН хромоникельмедьмолибденовая сталь отличается повышенной отпускостойчивостью по сравнению с закалкой с отдельного печного нагрева, в связи с чем это требует особого подхода к назначению режимов высокотемпературного отпуска.

Данные исследования проводились на двух листовых прокатах толщиной 25 мм из экономнолегированной судостроительной стали уровня прочности 750 с углеродным эквивалентом  $C_{\text{экр}} = 0,60\%$  состава № 3, Таблица 6.1, изготовленных в опытно-промышленных условиях из непрерывнолитых слябов КП с использованием различного способа закалки – ЗПН и 3. Изготовление листов производилось по режимам двухстадийной горячей прокатки. ЗПН листового проката осуществляли в установке контролируемого охлаждения, при этом температура окончания прокатки составляла  $T_{\text{ст}} - 100^\circ\text{C}$ . Закалка с отдельного печного нагрева от температуры  $950^\circ\text{C}$  проводилась в баке с водой. Далее осуществлялся высокотемпературный отпуск по различным режимам в соответствии с Таблицей 6.10, в которой также представлены механические свойства в закаленном (исходном) состоянии и после отпуска исследованных листовых прокатов из экономнолегированной стали, содержащей  $\sim 0,8\% \text{Cr} + 3\% \Sigma(\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo})$ .

Таблица 6.10 – Механические свойства (средние значения) листового проката из экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 уровня прочности 750 в зависимости способа закалки и режима высокотемпературного отпуска [289]

| Условный номер листа | Технология                             | $R_e$ , МПа    | $R_m$ , МПа         | $A_5$ , %          | KV <sup>-40</sup> , Дж |
|----------------------|--|----------------|---------------------|--------------------|------------------------|
| 6/25-4               | ЗПН                                    | 1275           | 1029                | 13,5               | 40                     |
| 6/25-5               | 3                                      | 1171           | 940                 | 15,5               | 39                     |
| 6/25-4/1             | ЗПН + отпуск $620^\circ\text{C}$ , 6 ч | 880            | 853                 | 19,0               | 75                     |
| 6/25-5/1             | 3 + отпуск $620^\circ\text{C}$ , 6 ч   | 804            | 758                 | 22,5               | 122                    |
| 6/25-4/2             | ЗПН + отпуск $660^\circ\text{C}$ , 6 ч | 823            | 776                 | 21                 | 78                     |
| <b>Требования ТУ</b> |  | <b>800-970</b> | <b>Не менее 750</b> | <b>Не менее 15</b> | <b>Не менее 54</b>     |

После закалки с прокатного нагрева (в исходном состоянии) средние значения прочностных характеристик выше  $\sim$  на 100 МПа (на 104 МПа – по значениям  $R_m$  и на 89 МПа – по значениям  $R_e$ ), а пластических - ниже (на 2 % по значениям  $A_5$ ), чем после закалки с отдельного печного нагрева (листовые прокаты №№ 6/25-4 и 6/25-5 соответственно). При этом

средние значения работы удара при температуре испытаний минус 40 °С ( $KV^{-40}$ ) одинаково низкие как для листового проката после ЗПН, так и после З (~ 40 Дж), Таблица 6.10.

Последующий высокий отпуск при температуре 620 °С в течение 6 часов (листовые прокаты №№ 6/25-4/1 и 6/25-5/1 в Таблице 6.10) приводит к понижению прочностных характеристик (на 367-395 МПа по средним значениям  $R_m$ , на 176-182 МПа по средним значениям  $R_e$ ), при одновременном повышении пластичности стали (средние значения  $A_5$  возрастают на ~ 5-7 %). При этом сохраняется существенная разница в прочностных и пластических характеристиках для листов, изготовленных с использованием различного способа закалки (значения временного сопротивления и предела текучести выше на 76 и 95 МПа для образцов после ЗПН+О по сравнению с З+О). При этом влияние отпуска при температуре 620 °С в течение 6 часов на изменение средних значений  $KV^{-40}$  для листов, закаленных различными способами, отличается существенным образом. Так, данный режим отпуска после ЗПН (листовой прокат № 6/25-4/1) приводит к повышению среднего значения  $KV^{-40}$  ~ в 2 раза (с 40 до 75 Дж). Тот же отпуск после З (листовой прокат № 6/25-5/1) обеспечил повышение среднего значения  $KV^{-40}$  с 39 до 122 Дж. Это подтверждает различную отпускостойчивость стали в зависимости от исходного состояния [289] и указывает на необходимость использования различных режимов отпуска для листового проката после закалки с прокатного и печного нагрева.

Сопоставимую прочность и пластичность листовых прокатов, закаленных с прокатного и печного нагрева, без изменения продолжительности высокого отпуска возможно получить при повышении температуры выдержки до 660 °С для листа после ЗПН (листовой прокат № 6/25-4/2). При этом, на среднее значение  $KV^{-40}$  данное изменение режима отпуска не оказало никакого влияния. Так, отпуск при температуре 660 °С в течение 6 часов после ЗПН обеспечил среднее значение  $KV^{-40}$  - 78 Дж при требованиях не менее 54 Дж, Таблица 6.10.

Таким образом, интерес представляет более подробное сравнительное исследование параметров бейнитно-мартенитной структуры листов, изготовленных с использованием различного способа закалки - ЗПН и З, а также установление влияния последующего высокотемпературного отпуска на процессы структурообразования и карбидообразования, обеспечивающие различный уровень прочности и хладостойкости [289].

**Исследование структуры в исходном закаленном состоянии.** В листовом прокате как после ЗПН, так и после З формируется бейнитно-мартенитная структура с различным соотношением мартенитной и бейнитной составляющей, Рисунки 6.17 а, б соответственно. Одним из отличительных признаков структуры листового проката, изготовленного с применением различных способов закалки, является форма и размер БАЗ. В листовом прокате № 6/25-4 после ЗПН вследствие проведения завершающей (чистой) стадии прокатки при температурах значительно ниже пороговой температуры  $CP T_{nr}$  и последующего ускоренного охлаждения БАЗ приобретают характерную форму, вытянутую в направлении прокатки [289], Рисунок 6.17 а. Размер деформированных БАЗ в направлении толщины листа варьируется от 5 до 25 мкм, а размер БАЗ в направлении прокатки достигает 80 мкм, что говорит о разнорзернистости аустенита, обусловленной нерациональным выбором режимов деформации. В



пределах деформированных БАЗ сформированы пакеты РМ и РБ, расположенные под углом около 30-40° по отношению к направлению прокатки. В структуре также наблюдаются области с нерегулярной формой границ, которые по оптической металлографии можно классифицировать как ГБ или ВМ. После традиционной закалки с печного нагрева в листовом прокате № 6/25-5 БАЗ, напротив, более равноосны и декорированы карбидными частицами размером 100-120 нм. Размер БАЗ не превышает 25 мкм [289], Рисунок 6.17 б.

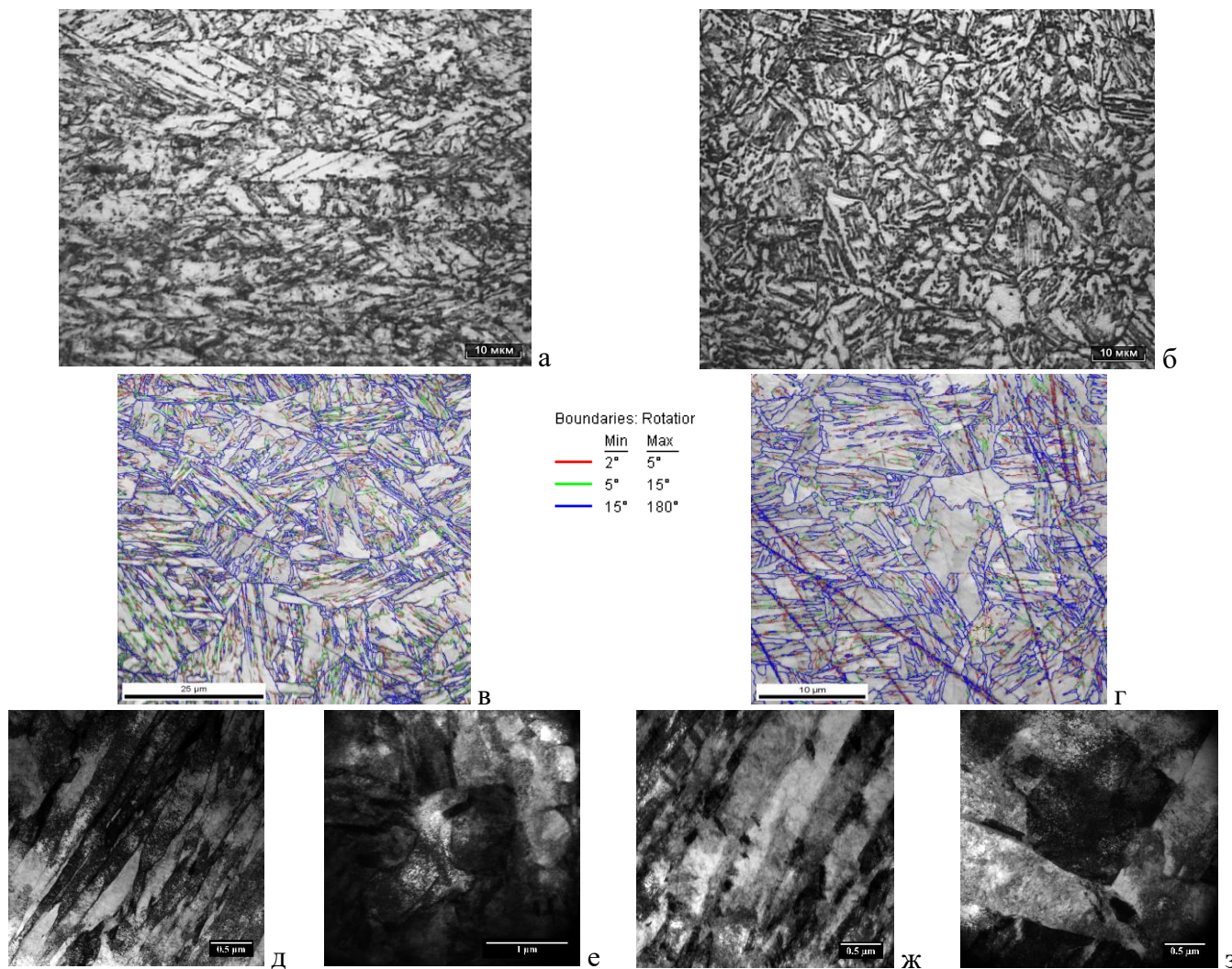


Рисунок 6.17 - Структура листовых прокатов из экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 уровня прочности 750 после закалки с прокатного (а, в, д, е) и отдельного печного (б, г, ж, з) нагрева: а, б - оптическая металлография, в, г – карты структурных элементов с наложением границ согласно цветовой шкале (красные линии – 2...5°, зеленые – 5...15°, синие – 15° и более), д-з – ПЭМ: РМ (д), ГБ (е); ж – РБ (ж), ВМ (з) [289]

Сравнительные исследования структуры, выполненные с помощью ПЭМ, показали, что основной структурной составляющей при обоих способах закалки является РМ с шириной реек не более 0,2 мкм, доля которого составляет ~ 75-80 % в образце после ЗПН и ~ 55-60 % в образце после 3. При этом плотность дислокаций в РМ после ЗПН составляет  $12,0 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 6.17 д, что почти в 2 раза выше, чем после печной закалки -  $6,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Также в структуре после ЗПН и 3 присутствует бейнит реечной морфологии с плотностью дислокаций

$2,0...2,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и шириной реек 0,2-0,8 мкм, причем его доля выше после печной закалки (~20-25 % после З против ~ 10-15 % после ЗПН), Рисунок 6.17 ж. Это подтверждает и разница в значениях усредненной величины кривизны кристаллической решетки GAM –  $0,82^\circ$  для образца после ЗПН и  $0,73^\circ$  - для образца после «традиционной» печной закалки. Эти две структурные особенности, а именно, большая плотность дислокаций и доля РМ, и обеспечивают более высокий уровень прочностных характеристик (на ~ 90-100 МПа) в состоянии после ЗПН по сравнению с печной закалкой [289], Таблица 6.10.

Также в структуре образцов от обоих листов присутствует ~ 5-10 % высокотемпературного дислокационного мартенсита. Плотность дислокаций в ВМ после ЗПН составляет  $7,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , после печной закалки она ниже -  $4,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 6.17 з. Размер субзерен в ВМ составляет 0,9-1,5 мкм. Кроме того, в обоих состояниях обнаружены вытянутые карбидные частицы цементитного типа размером 90-100 нм, располагающиеся как по границам фрагментов и зерен, так и внутри них. Дополнительно в структуре наблюдается ГБ, доля которого в образце после ЗПН не превышает ~ 5 %, а после З ~ 10 % [289], Рисунок 6.17 е.

Исследования структуры, выполненные методом EBSD-анализа, показали, что структура стали как после ЗПН, так и после З характеризуется развитым субзерненным строением, Рисунок 6.17 в, г, о чем свидетельствует значительное количество МУГ ~ 40 %. Средние РСЭ при  $\theta_i$ , равном 5 и  $15^\circ$ , в образцах от листового проката № 6/25-4, изготовленного по технологии ЗПН, составляют 6,8 и 8,5 мкм соответственно, Рисунок 6.18 а, в, что больше, чем после печной закалки (5,5 и 7,2 мкм, соответственно, Рисунок 6.18 б, г).

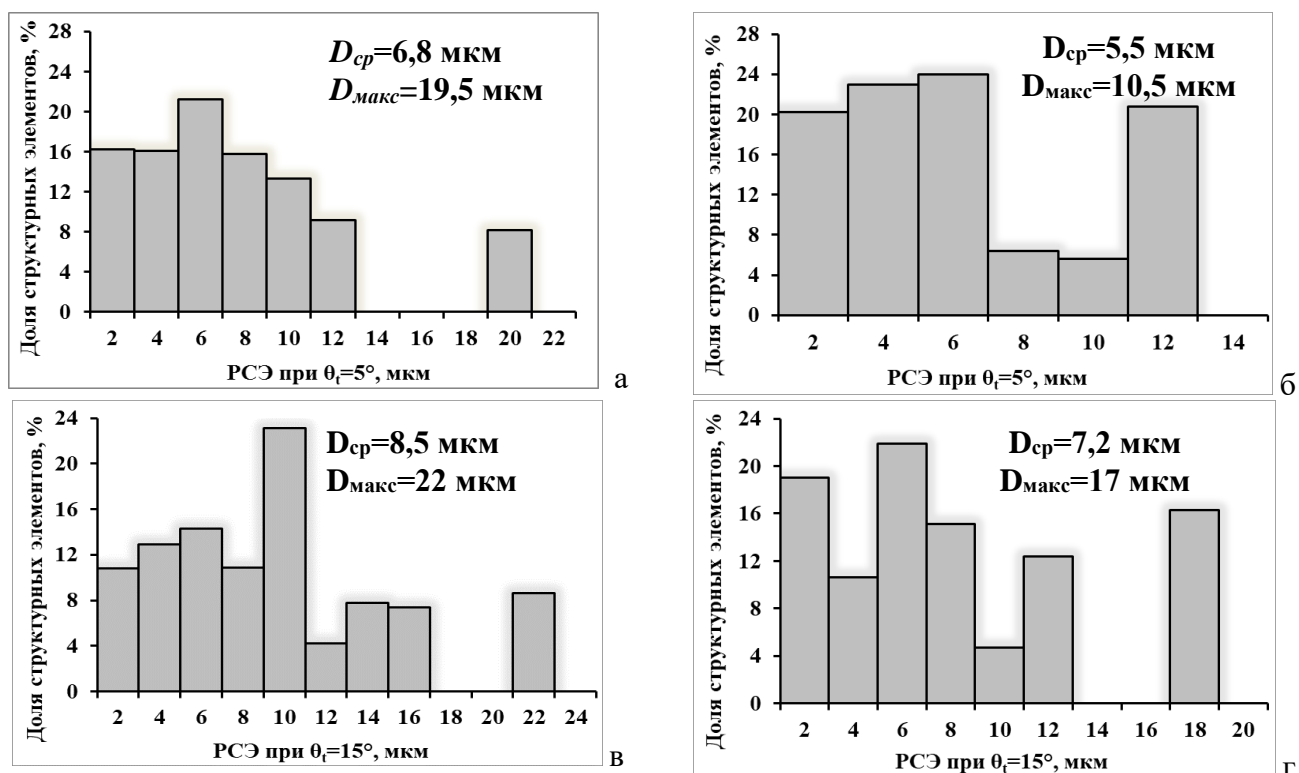


Рисунок 6.18 - Гистограммы распределения структурных элементов по размерам при  $\theta_i = 5^\circ$  (а, б) и  $15^\circ$  (в, г) в структуре листовых прокатов из экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 уровня прочности 750 после закалки с прокатного (а, в) и печного (б, г) нагрева

При этом доли более мелких структурных элементов размером не более 3 и 5 мкм после печной закалки выше, чем после закалки с прокатного нагрева, а их максимальные размеры ниже. Так, после ЗПН доли элементов размером  $D_{\leq 3 \text{ мкм}} \sim 25,5$  и 17 %,  $D_{\leq 5 \text{ мкм}} \sim 44$  и 32 %, а  $D_{\text{макс}} - 19,5$  и 22 мкм при  $\theta_t$ , равном 5 и 15° соответственно, Рисунок 6.18 а, в. После закалки при тех же углах толерантности количество структурных элементов размером  $D_{\leq 3 \text{ мкм}} \sim 31$  и 27 %,  $D_{\leq 5 \text{ мкм}} \sim 55,5$  и 48 %, а  $D_{\text{макс}} - 10,5$  и 17 мкм при  $\theta_t$ , равном 5 и 15° соответственно, Рисунок 6.18 б и г. Тогда как доля элементов размером не более 10 мкм для двух способов закалки примерно одинакова, составляя  $\sim 82,5/72$  и  $79/71,5$  % соответственно при  $\theta_t=5$  и 15°.

**Влияние последующего высокотемпературного отпуска на процессы структурообразования.** В результате отпуска при температуре 620 °С в течение 6 часов листового проката № 6/25-4/1, закаленного с прокатного нагрева, происходит снижение плотности дислокаций в РМ от  $12 \times 10^{14}$  до  $7,0 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 6.19 а. При этом внутри реек РМ наблюдается образование мелкодисперсных частиц размером  $\sim 10-12$  нм. На границах реек и пакетов в РМ и РБ наблюдаются скоагулированные карбидные частицы размером до 125 нм, однако значительного укрупнения карбидных включений по сравнению с закаленным состоянием ( $\sim 90-100$  нм) не происходит. В ВМ плотность дислокаций уменьшается в  $\sim 2,5$  раза (до  $2,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ), размер карбидных включений также практически не изменяется [289], Рисунок 6.19 б.

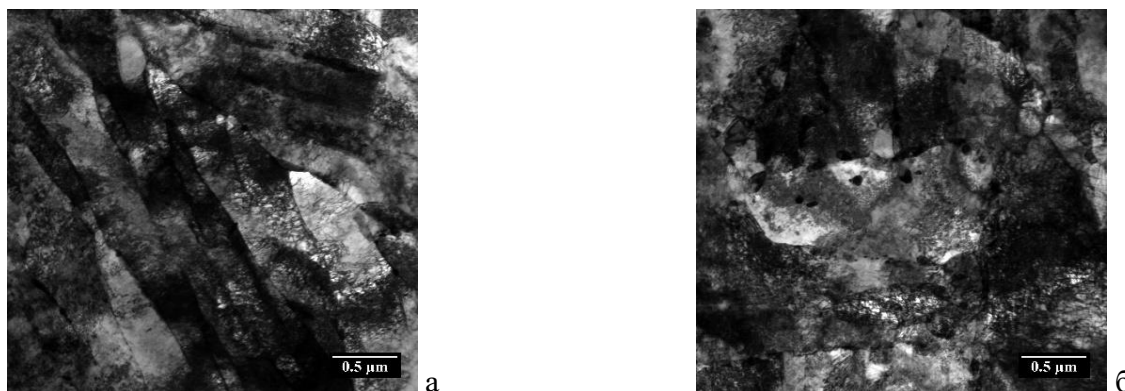


Рисунок 6.19 - Структура листового проката из экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 уровня прочности 750 после ЗПН с последующим высоким отпуском при температуре 620 °С в течение 6 часов: а – отпущенный РМ, б – отпущенный ВМ (ПЭМ: светлопольные изображения) [289]

Данные структурные изменения приводят к существенному разупрочнению стали, однако средние значения прочностных характеристик все же остаются достаточно высокими (средние значения  $R_m - 880$  МПа,  $R_e - 853$  МПа), а среднее значение  $KV^{40}$  повышается до 75 Дж, Таблица 6.10. При этом следует отметить, что изменения РСЭ после данного режима отпуска не наблюдается: средние и максимальные РСЭ при  $\theta_t=5$ ; 15° для образца от листа № 6/25-4/1 составляют 6,4 и 18 мкм; 8,6 и 22,5 мкм соответственно.

При повышении температуры отпуска до 660 °С (без изменения его продолжительности) для листового проката с условным номером 6/25-4/2 наблюдается снижение плотности дислокаций в РМ более чем в 2 раза – до  $4,8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , Рисунок 6.20 а. При этом размер

карбидных частиц на границах реек и фрагментов (субзерен) в РМ практически не изменяется и составляет  $\sim 120$  нм. В РБ карбидные частицы цементитного типа несколько крупнее - 200-220 нм, однако располагаются преимущественно по границам субзерен  $\alpha$ -фазы размером  $\sim 0,5-0,7$  мкм, Рисунок 6.20 б, в. Существенные структурные изменения претерпевают единичные протяженные области РБ, образовавшиеся в пределах вытянутых крупных БАЗ, в которых наблюдаются начальные стадии протекания рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе. Небольшое количество таких областей, наличие которых связано с нерациональными режимами деформации, с одной стороны не привело к значительному разупрочнению и снижению хладостойкости, а с другой - не позволило повысить значения работы удара  $KV^{40}$ , Таблица 6.10. При соблюдении разработанных температурно-деформационных схем прокатки, формирования данных областей удастся избежать. При этом для исключения условий для протекания рекристаллизационных процессов в реечных составляющих и роста карбидных частиц (более 250 нм), температуру отпуска после ЗПН следует ограничивать – не выше 660 °С.

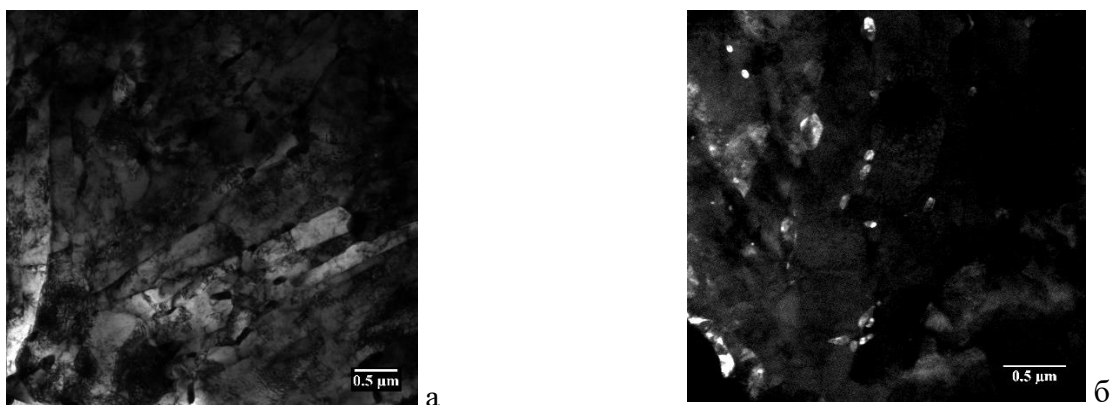


Рисунок 6.20 - Структура листового проката из экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 уровня прочности 750 после ЗПН с последующим высоким отпуском при температуре 660 °С в течение 6 часов: а – отпущенный РМ; б – карбидные частицы по границам реек и субзерен в отпущенном РБ (ПЭМ: светлопольное (а) и темнопольное (б) изображения)

Сохранению высокого уровня механических свойств способствует также следующий факт. После отпуска при температуре 660 °С произошло существенное измельчение структурных элементов, определенных при  $\theta_t=5^\circ$ , в то время как после отпуска при температуре 620 °С их размер практически не изменился. Это может быть объяснено процессом полигонизации дислокаций, характерным для высокотемпературного отпуска. Так, средний и максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  уменьшился  $\sim$  в 2 раза до 3,6 и 8 мкм против 6,8 и 19,5 мкм в исходном состоянии (после ЗПН) [289]. При этом доля наиболее мелких структурных элементов размером не более 3 мкм увеличилась с 25,5 до 56,5 %, а не более 5 мкм – с 44 до 76 %, Рисунок 6.21 а. Данные структурные изменения после отпуска при температуре 660 °С обеспечили высокий уровень прочности и пластичности (средние значения временного сопротивления – 823 МПа, предела текучести – 776 МПа, относительного удлинения - 21 %) при требуемой работе удара, Таблица 6.10, и повышенной хладостойкости по критериям определения критических температур  $T_{к6}$  (минус 60 °С) и NDT (минус 80 °С),



удовлетворяющих требованиям «Правил...» РМРС к сталям арктического применения с индексом «Arc60».

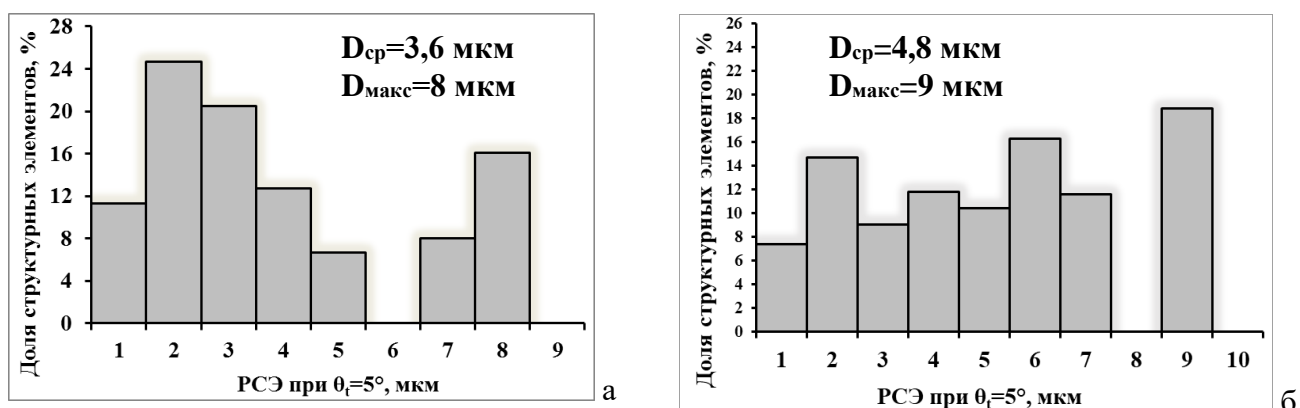


Рисунок 6.21 - Гистограммы распределения структурных элементов по размерам при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  в структуре листовых прокатов из экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 после ЗПН+О при 660 °С (а) и З+О при 620 °С (б)

Анализ структуры образцов после закалки с печного нагрева и отпуска при температуре 620 °С в течение 6 часов (листовой прокат № 6/25-5/1) показал, что в РМ, Рисунок 6.22 а, РБ и ВМ плотность дислокаций снижается менее существенно по сравнению с образцами после ЗПН (от  $6,4$  до  $4,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ,  $2,0$  до  $1,8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и  $4,5$  до  $3,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  соответственно). Средний и максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  близок к закаленному состоянию (4,8 и 9 мкм соответственно после З+О против 5,5 и 10,5 мкм после печной закалки), Рисунок 6.22 б, что указывает на отсутствие существенных изменений в субзеренной структуре [289].

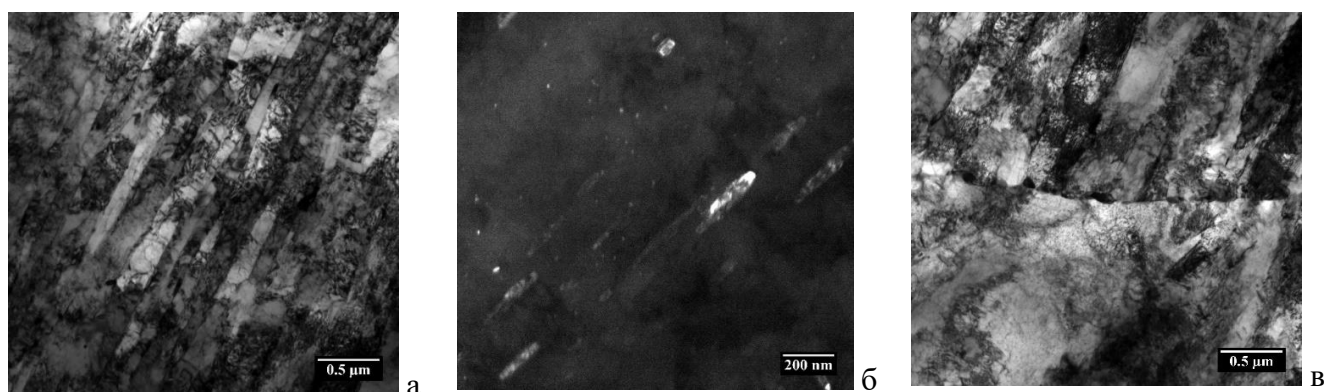


Рисунок 6.22 - Структура листового проката из экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 уровня прочности 750 после закалки с печного нагрева с последующим высоким отпуском при температуре 620 °С: а – отпущенный РМ, б – карбидные частицы глобулярной и пластинчатой морфологии по границам и внутри пакетов и реек; в – карбидные частицы по границам БАЗ (ПЭМ: светлопольные (а, в) и темнопольное (б) изображения) [289]

В ВМ и РБ наблюдается существенный рост карбидных частиц цементитного типа по границам реек, пакетов и зерен (до 200-240 нм), Рисунок 6.22 б, при этом в РМ их размер сохраняется (130-140 нм). На границах БАЗ и внутри зерен и реек обнаружены округлые мелкодисперсные частицы размером 10-15 нм, Рисунок 6.22 в, что обусловлено явлением дисперсионного твердения, характерным для микролегированных карбидообразующими

элементами сталей данного типа. Данные изменения карбидной фазы при отпуске позволяют для листового проката с условным номером 6/25-5/1 сохранить прочностные характеристики на требуемом уровне (средние значения временного сопротивления – 804 МПа, предела текучести – 758 МПа), близком к листу № 6/25-4/2 после ЗПН и отпуска при температуре 660 °С, а в совокупности со снижением плотности дислокаций обеспечить получение среднего значения работы удара 122 Дж, Таблица 6.10.

Далее были проведены более детальные сравнительные исследования кристаллогеометрических параметров структуры образцов от листов № 6/25-4/2 и 6/25-5/2, имеющих после отпуска близкие механические свойства, несмотря на различный способ закалки и режим высокотемпературного отпуска (ЗПН + отпуск при температуре 660 °С и З + отпуск при температуре 620 °С соответственно), с использованием метода дифракции обратно рассеянных электронов. Применение EBSD-анализа для исследований отпущенной бейнитно-мартенситной структуры дополняет данные ПЭМ, позволяя изучать кинетику отпуска по изменению кривизны (искаженности) кристаллической решетки GAM.

На рисунке 6.23 приведена структура данных листов в виде карт кривизны кристалла с цветовым кодированием усредненных разориентировок (GAM) согласно шкале, предложенной в работе [221]. Данная цветовая градация наглядно показывает области с наименьшей (синий цвет), средней (желтым и зеленый цвет) и наибольшей (оранжевый и красный цвет) кривизной кристаллической решетки, которая существенно снижается после проведения высокотемпературного отпуска по сравнению с закаленным состоянием [289].

Для обоих листовых прокатов в структуре присутствуют области с непрерывно изменяющейся кривизной кристаллической решетки от 0,28 до 0,88°, средние значения кривизны решетки GAM также близки и составляют 0,59 и 0,54° соответственно, Рисунок 6.23 а, б. Однако для листа № 6/25-4/2 после ЗПН с последующим высоким отпуском при температуре 660 °С пик спектра кривизны кристалла смещен в сторону больших углов искаженности кристаллической решетки - 0,63°, Рисунок 6.23 а. После печной закалки с отпуском при температуре 620 °С пик спектра кривизны кристаллической решетки приходится на 0,53°, Рисунок 6.23 б, что обуславливает получение более низких значений прочностных характеристик (на ~ 20 МПа), Таблица 6.10. Кроме того, доля областей с кривизной кристаллической решетки 0,56-0,85°, которые, по всей видимости, соответствуют РБ и РМ, для листов №№ 6/25-4/2 и 6/25-5/1 отличается практически в 2 раза. Такие области занимают 61 и 35 % исследованной площади шлифа для образцов после ЗПН + О при 660°С и З+О при 620°С соответственно [289], Рисунок 6.23 в.

Следует обратить внимание, что несмотря на то, что средний РСЭ с разориентировками на границах не менее 5° для образца после З+О крупнее (4,8 мкм) по сравнению с образцом после ЗПН+О (3,6 мкм), работа удара у него немного выше - на ~ 40 Дж. Как было показано в Главе 3, хладостойкость стали обеспечивается за счет благоприятного сочетания морфологических и кристаллогеометрических параметров бейнитно-мартенситной структуры, а также типа и характера распределения карбидной фазы. В исследованном случае сохранившаяся после высокого отпуска доля областей структуры с высокой степенью



искаженности кристаллической решетки (более 60 %) в совокупности со значительной ориентированностью исходной аустенитной структуры вследствие нерациональных температурно-деформационных режимов высокотемпературной стадии прокатки, не позволила существенно увеличить средние значения работы удара при температуре испытаний минус 40°C для листа, изготовленного по технологии ЗПН, даже при использовании высокой температуры отпуска – 660 °С [289].

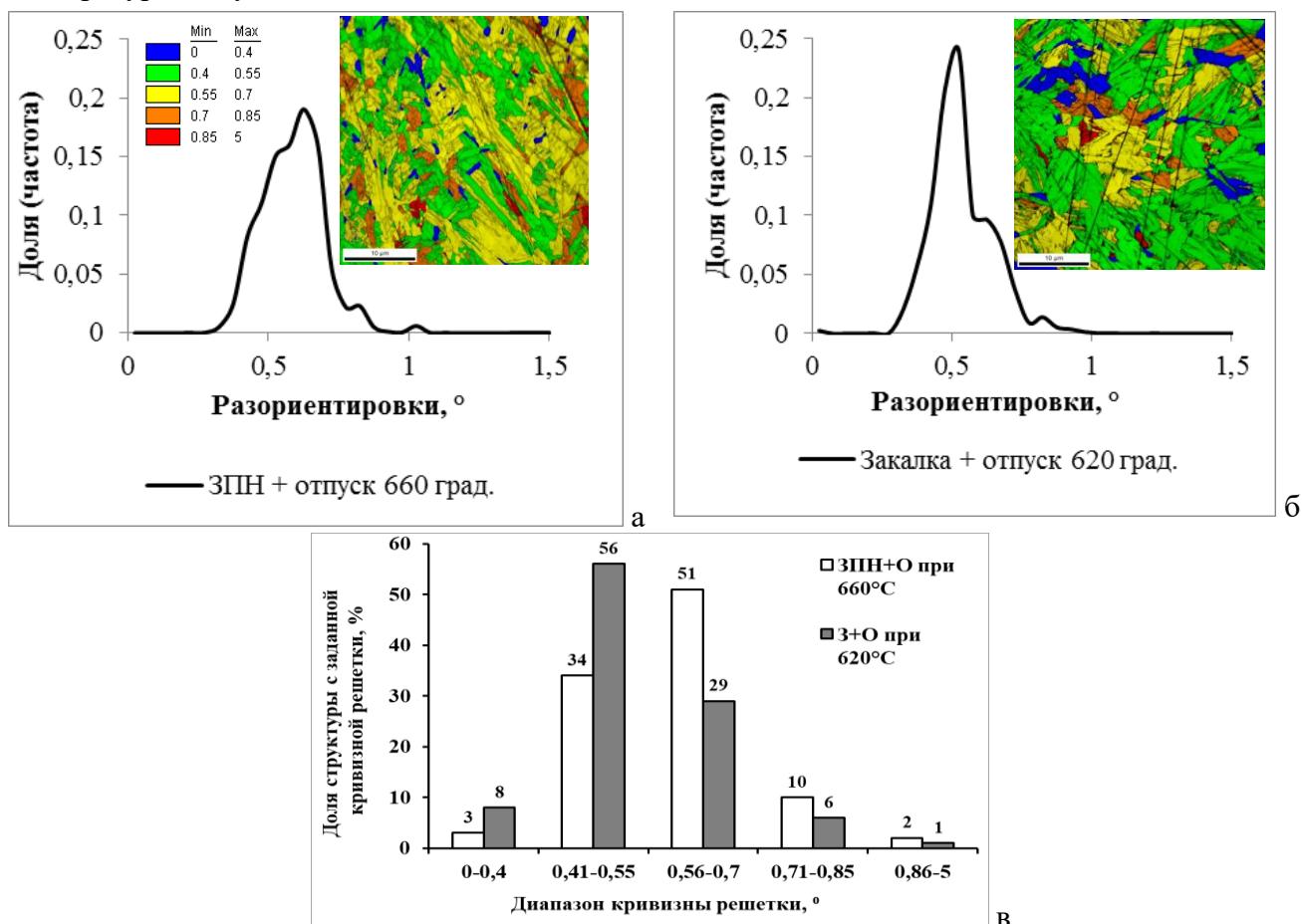


Рисунок 6.23 – Спектры кривизны кристаллической решетки и карты структурных элементов с наложением цветовой кодировки диапазонов ее кривизны для листового проката из экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 уровня прочности 750 после ЗПН + О<sub>660</sub> °С (а) и 3 + О<sub>620</sub>°С (б). Распределение доли элементов структуры по диапазонам кривизны кристаллической решетки для данных состояний (в) [289]

Таким образом, получение недостаточно высоких значений KV после ЗПН+О в исследованной экономнолегированной стали состава № 3 может быть связано с совокупностью следующих морфологических и кристаллогеометрических особенностей [289]:

- наличием крупных, вытянутых в направлении прокатки БАЗ, образующих протяженных границы раздела, которые могут способствовать менее энергоемкому разрушению (обусловлено нерациональными температурно-деформационными режимами высокотемпературной стадии прокатки);

- высокой долей (свыше 60 %) областей с большой кривизной кристаллической решетки 0,56-0,85 ° (обусловлено недостаточной продолжительностью отпуска).

В результате выполненных исследований по влиянию высокотемпературного отпуска на изменение структуры и свойств листового проката из экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 с  $C_{экв}=0,60\%$  ( $\sim 0,8\% Cr+3,0\% \Sigma(Ni+Cr+Mo)$ ), изготовленного по технологии ЗПН+О, в сравнении листом после З+О установлено следующее:

1. Особенности структуры в закаленном состоянии. В более легированной стали с  $C_{экв}=0,60\%$  (по сравнению со сталью с  $C_{экв}=0,51\%$ ) в закаленном состоянии формируется бейнитно-мартенситная структура с выраженным пакетно-речным строением. Мартенситная составляющая представлена преимущественно речным мартенситом, доля которого после ЗПН составляет 75...80 %, а после З+О – 55...60 % при небольшом количестве ВМ (5-10 %). При этом плотность дислокаций в РМ и ВМ  $\sim$  в 2 раза выше в структуре образца от листового проката, изготовленного по технологии ЗПН, что хорошо согласуется с полученной разницей в значениях усредненной величины кривизны кристаллической решетки ГАМ (СРЗ) -  $0,82^\circ$  после ЗПН против  $0,73^\circ$  - после закалки. Данные структурные особенности определяют более высокий уровень прочностных характеристик (на  $\sim 100$  МПа) после закалки с прокатного нагрева по сравнению с печной закалкой. При этом средний размер структурных элементов, определенный при заданной угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  крупнее для образцов после закалки с прокатного нагрева, чем после печной закалки (6,8 против 5,5 мкм соответственно) [289].

2. Влияние последующего высокотемпературного отпуска.

2.1. Для достижения сопоставимой прочности, пластичности и вязкости листового проката из экономнолегированных судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести 420...750 МПа температура высокого отпуска в случае применения закалки с прокатного нагрева должна быть  $\sim$  на 20-40 °С (в зависимости от уровня прочности) выше назначаемой температуры отпуска при использовании традиционной закалки. При этом режим высокотемпературного отпуска должен исключить создание термокинетических условий для развития процессов рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе речных составляющих. В частности, в исследованной экономнолегированной судостроительной стали состава № 3 требуемое сочетание механических свойств обеспечил отпуск в течение 6 часов при температуре 660 °С после ЗПН и 620 °С - после печной закалки [289].

2.2. После ЗПН+О при температуре 620 °С происходит снижение плотности дислокаций и РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ . Повышение температуры отпуска до 660 °С способствует дальнейшему снижению плотности дислокаций в РМ и ВМ более чем в 2 раза и существенному измельчению структурных элементов при  $\theta_t=5^\circ$  за счет фрагментации реек  $\alpha$ -фазы вследствие полигонизации дислокаций при отсутствии существенного роста карбидной фазы цементитного типа – не более 220 нм по границам реек и субзерен. При этом наблюдаются начальные стадии рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе отдельных областей РБ, сопровождающиеся нарушением игольчатого строения. Вследствие этого дальнейшее повышение температуры отпуска в экономнолегированных судостроительных сталях после ЗПН нецелесообразно для исключения развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе речных составляющих (с наибольшей степенью искаженности кристаллической решетки) по типу «in-situ», о чем может свидетельствовать появление перепущенных областей  $\alpha$ -фазы с низкой плотностью

дислокаций, а при существенном повышении температуры - и по механизму вторичной рекристаллизации. Понижение прочностных характеристик связано с уменьшением плотности дислокаций и перестройкой речной структуры, а обеспечение высокой хладостойкости по критериям  $T_{кб}$  и NDT – с фрагментацией реек (разбиением на субзерна)  $\alpha$ -фазы и выходом углерода из  $\alpha$ -решетки с выделением карбидной фазы цементитного типа на границах фрагментов вместо границ пакетов и БАЗ [289].

2.3. После З+О при температуре 620 °С плотность дислокаций в РМ и ВМ снижается менее существенно, чем после ЗПН (~ в 1,5 раза), РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  по сравнению с закаленным состоянием практически не изменяется. При этом в РМ существенного роста карбидных частиц не наблюдается, тогда как в ВМ и РБ происходит коагуляция карбидов цементитного типа по границам реек, а также пакетов и БАЗ (до 240 нм) и их выделение в виде сплошной сетки. Данные структурные изменения обеспечивают требуемые прочностные и вязко-пластические свойства, но не позволяют получить низкие значения температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$ .

Установленные в пп. 6.2 и 6.3 особенности изменения структуры, механических свойств и характера разрушения в исследованных судостроительных сталях уровней прочности 690-750 при закалке и высокотемпературном отпуске легли в основу разработки оптимальных режимов термической обработки листового проката из низко- и экономнолегированных (с содержанием основных легирующих элементов (Ni+Cu+Mo+Cr ~ 2,5...3,8 %) хладостойких судостроительных сталей с  $C_{экв}$  0,45...0,60 %, изготавливаемых по технологиям закалки с печного и прокатного нагрева с последующим высокотемпературным отпуском (З+О и ЗПН+О), обеспечивающих высокий уровень прочности и хладостойкости:

- температура печной закалки 920-950 °С для обеспечения формирования бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры заданной морфологии;
- начало охлаждения после двухстадийной прокатки при использовании технологии ЗПН+О - без существенного снижения температуры (не более 20 °С) с учетом обеспечения скорости охлаждения не менее 5 °С/с по всему сечению листового проката для требуемой прокаливаемости стали и исключения формирования ферритной составляющей в центральных слоях листов больших толщин;
- температура отпуска не выше 630 °С (для технологии З+О) и не выше 660 °С (для технологии ЗПН+О) в зависимости от уровня легирования в соответствии с установленными граничными температурными условиями, исключающими развитие процессов рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе речных составляющих, сопровождающееся образованием практически бездислокационных областей переотпущенного РМ и РБ и коагуляцией карбидной фазы, выделившейся как на границах, так и внутри областей  $\alpha$ -фазы.

#### **6.4. Разработка технологических режимов ЗПН+О и З+О, обеспечивающих формирование заданной бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры по всему сечению листового проката**

**Закалка с прокатного нагрева с высокотемпературным отпуском (ЗПН+О).** Результаты исследований, выполненных в Главах 4 и 6 диссертационной работы, по влиянию

температурно-деформационных схем прокатки на процессы структурообразования в разработанных экономнолегированных судостроительных сталях с углеродным эквивалентом  $C_{\text{экв}}$  не более 0,60 % указали на дополнительные возможности измельчения исходной аустенитной структуры и позволили сформулировать совокупность технологических приемов горячей прокатки перед ЗПН, обеспечивающих формирование квазиизотропной бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры в листовом прокате из низколегированных сталей уровней прочности 420...460 (толщиной до 100 мм) и экономнолегированных сталей уровней прочности 500...750 (толщиной до 60 мм).

1. Особое внимание при снижении уровня легирования необходимо уделить режимам **нагрева под прокатку**. При нагреве под прокатку необходимо регламентировать не только температуру металла на выдаче (температуру нагрева) –  $T_{\text{sr}}+(200...220)^\circ\text{C}$  и время выдержки при ней – не более 1 часа, но и ограничивать следующие параметры:

- температуру по зонам методической печи, способных привести к обезуглероживанию поверхностных слоев и, как следствие, снижению хладостойкости по критерию температуры нулевой пластичности NDT,

- градиент температуры по толщине непрерывнолитой заготовки – не более  $15^\circ\text{C}$ , что позволяет обеспечить равномерный рост зерна аустенита, более однородное протекание рекристаллизационных процессов в аустените по сечению непрерывнолитой заготовки, повышение дисперсности и однородности конечной (превращенной) структуры и, как следствие, снижение критической температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{\text{кб}}$  и повышение значений параметра трещиностойкости CTOD.

2. Для повышения однородности и дисперсности аустенитной структуры для листового проката толщиной не менее 20 мм горячую прокатку следует проводить по **двухстадийной схеме**, обеспечивающей не только измельчение исходного аустенитного зерна за счет СР, протекание которой в полной мере происходит как в междеформационных паузах на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, так и при промежуточном подстуживании, но и ее «псевдоизмельчение» на завершающей (чистовой) стадии прокатки за счет образования развитой субзеренной структуры в аустените. При этом крайне важно ограничить продолжительность промежуточного подстуживания для предотвращения процесса собирательной рекристаллизации в аустените.

3. **Распределение суммарной степени деформации** по стадиям прокатки должно строго регламентироваться. В отличие от известных схем, когда основная проработка аустенитной структуры в высокопрочных легированных сталях осуществлялась на черновой стадии (не менее 80 %), следует перенести часть деформации на завершающую (чистовую) стадию для обеспечения развитой деформационной субструктуры в аустените с высокой плотностью дефектов кристаллического строения.

4. **Высокотемпературная (черновая) стадия прокатки**. Наиболее равномерное измельчение исходного аустенитного зерна на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки достигается при использовании [286]:

- для листового проката толщиной до 60 мм из экономнолегированных сталей уровней прочности 500...750, микролегированных ниобием, - деформации по убывающему температурному графику  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C})\rightarrow T_{sr}$  с регламентацией попроходной схемы обжатию по возрастающей схеме 10→20 % и ограничением допустимого количества единичных обжатию менее 10 % (связанных с технологическими ограничениями энергосиловых параметров прокатных станов);

- для листового проката толщиной до 100 мм из низколегированных сталей уровней прочности 420-460, микролегированных ванадием, - деформации по убывающему температурному графику  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C})\rightarrow T_{sr}$  (при этом на  $\sim 50^{\circ}\text{C}$  ниже, чем для экономнолегированных сталей) с регламентацией попроходной схемы обжатию по возрастающему схеме 10→15 %.

Данные режимы черновой стадии прокатки обеспечивают создание температурно-деформационных условий для наиболее равномерного протекания многократной СР в паузах между последовательными проходами по всему сечению крупногабаритных промежуточных заготовок, а также сдерживание процесса собирательной рекристаллизации в центральных слоях с более высокой температурой при последующем промежуточном подстуживании.

**5. Завершающая (чистовая) стадия прокатки.** На завершающей (чистовой) стадии прокатки наиболее целесообразно применение:

- для листового проката толщиной до 60 мм из экономнолегированных сталей уровней прочности 500-750 - двух температурных графиков: убывающего в узком диапазоне температур  $(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})\rightarrow(T_{sr}-80^{\circ}\text{C})$  или при постоянной температуре на  $\sim 70^{\circ}\text{C}$  ( $\pm 10^{\circ}\text{C}$ ) ниже температуры  $T_{sr}$  (в зависимости от толщины листового проката менее 35 мм и 35-60 мм соответственно) согласно убывающей схеме обжатию по проходам 15→10 %;

- для листового проката толщиной до 100 мм из низколегированных сталей уровней прочности 420-460 - изотермического температурного графика при постоянной температуре на  $\sim (20...30)^{\circ}\text{C}$  ниже температуры  $T_{sr}$  согласно убывающей схеме обжатию по проходам 15→10%.

Данные режимы чистовой стадии прокатки позволяют исключить «избыточный» наклеп (в первую очередь отдельных более крупных аустенитных зерен) и позволяет создать температурно-деформационные условия по всему сечению промежуточных заготовок для реализации процессов динамической полигонизации дислокаций и фрагментации, вследствие развития которых в аустенитных зернах формируется развитое субзеренное строение, обеспечивая перед последующим  $\gamma\rightarrow\alpha$ -превращением максимально возможное количество центров зарождения новой фазы для разбиения границ исходных аустенитных зерен в низколегированных сталях и формирования пакетно-блочной бейнитно-мартенситной структуры с высокой плотностью дислокаций в экономнолегированных сталях [286].

**5. Закалка с прокатного нагрева.** Начало охлаждения после двухстадийной прокатки необходимо осуществлять без существенного снижения температуры (не более  $20^{\circ}\text{C}$ ). При этом параметры охлаждения при ЗПН необходимо задавать с учетом обеспечения скорости охлаждения не менее  $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  (установленной с учетом исследований фазовых и структурных превращений в разработанных низко- и экономнолегированных судостроительных сталях,

выполненных в Главах 3 и 4 диссертационной работы) по всему сечению листового проката для требуемой прокаливаемости стали и исключения формирования ферритной составляющей в его центральных слоях.

**6. Высокотемпературный отпуск.** Температуру окончательной термической обработки после закалки с прокатного нагрева следует задавать с учетом определенных граничных температурных условий высокотемпературного отпуска (не более 660 °С для экономнолегированных сталей и не более 640 °С для низколегированных сталей), исключающего развитие рекристаллизационных процессов по типу «in-situ» в речных составляющих [286] с образованием практически бездислокационных областей  $\alpha$ -фазы (переотпущенного мартенсита или бейнита) с их последующим ростом и коагуляцией карбидной фазы.

**Закалка с отдельного печного нагрева с высокотемпературным отпуском (З+О).** Неоднородность аустенитного зерна, сформированного при прокатке, может сохраняться при закалке с отдельного печного нагрева, что будет приводить к снижению хладостойкости стали, в связи с чем совокупность технологических приемов при двухстадийной горячей прокатке, обеспечивающих наиболее эффективное применение всех возможных механизмов измельчения исходного аустенитного зерна, разработанных для ЗПН+О, целесообразно использовать и при З+О. Не менее сложным для экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей является и выбор режимов термической обработки. Ограничения по углеродному эквиваленту для таких сталей (не более 0,60 %) требуют научно обоснованных подходов к оптимизации параметров закалки и высокотемпературного отпуска.

Выбор параметров закалки листового проката из хромникельмедьмолибденовых экономнолегированных сталей основан на результатах проведенных исследований по влиянию легирующих элементов на фазовые превращения мелкозернистого аустенита, а также особенностей формирования структуры в зависимости от скорости охлаждения и температуры закалки. В работе [275] показано, что в хромникельмедьмолибденовой стали, микролегированной ниобием, значительный рост зерна аустенита наблюдается при температурах свыше 950 °С. Выбор режима окончательной термической обработки должен быть основан на исключении условий для развития рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе речных составляющих с учетом особенностей структуры, закаленной с отдельного печного нагрева.

Кроме того, с точки зрения повышения производительности и энергоэффективности целесообразно понижение температуры и длительности выдержки при отпуске. Исследование влияния режимов высокотемпературного отпуска на изменение структуры и механических свойств листового проката из экономнолегированных сталей с  $C_{\text{экв}}=0,51...0,59\%$  (содержащих  $\sim 0,5...0,8\%$  Cr и  $\sim 2,5...3,0\%$   $\Sigma(\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})$ ) позволили определить значения параметра Холломона  $H_p^1$  [290], учитывающего комплексное воздействие как температуры отпуска, так и его продолжительности, которые обеспечивают стабильное сочетание высокой прочности и хладостойкости вплоть до минус 100 °С [287]. Установлено, что таким диапазоном значений

<sup>1</sup>  $H_p = T \times (C + \log(\tau))$ , где (6.1)  
 T-температура отпуска, К, C=20,  
 $\tau$ -время выдержки при отпуске, мин



относительного параметра Холломона  $H_p/t$ , учитывающего изменение толщины листового проката до 50 мм, является  $H_p/t=0,75-1,20 \text{ мм}^{-1}$  при оптимальном значении  $0,95-1,00 \text{ мм}^{-1}$ .

Таким образом, в дополнение к разработанным для ЗПН технологическим приемам двухстадийной горячей прокатки, обеспечивающим формирование мелкозернистой аустенитной структуры с развитым субзерненным строением, при изготовлении листового проката из экономнолегированных хромникельмедьмолибденовых сталей уровней прочности 500...750 по технологии З+О целесообразна оптимизация режимов термической обработки в части:

- прецизионной регламентации ( $\pm 5^\circ\text{C}$ ) температуры нагрева под закалку в пределах диапазона 920-950 °С зависимости от уровня прочности стали 420...750 для обеспечения заданного соотношения структурных составляющих по всему сечению листов;

- переход к более низким температурам (не более 630 °С) и сокращению времени выдержки при отпуске по сравнению с обычно используемыми параметрами для высокопрочных легированных сталей [286] при регулировании значений относительного параметра Холломона, отнесенного к толщине листового проката  $H_p/t$ .

Использование совокупности разработанных научно обоснованных технологических приемов прокатки и термической обработки позволяет сформировать бейнитную (в низко- и экономнолегированных сталях с гарантированным пределом текучести 420...500 МПа после ЗПН+О, а также 500...620 МПа после З+О) или бейнитно-мартенситную структуру (в экономнолегированных сталях с гарантированным пределом текучести 620...750 МПа после ЗПН+О, 690...750 МПа после З+О) заданной степени изотропности и однородности, удовлетворяющую всем разработанным в п. 3.2 требованиям, по всему сечению листового проката вплоть до 60 мм. Ниже представлены примеры изготовления толстолистового проката из экономнолегированных судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью при низких температурах по разработанным технологическим режимам З+О и ЗПН+О [286].

В Таблицах 6.11 и 6.12 представлены механические свойства и характеристики работоспособности исследованного листового проката толщиной 30-60 мм из разработанных экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей арктического применения.

Таблица 6.11 - Механические свойства листов из разработанных экономнолегированных судостроительных сталей уровней прочности 500-750 после ЗПН+О и З+О

| Уровень прочности                  | Толщина листа, мм | $R_e$ , МПа         | $R_m$ , МПа    | $A_5$ , %          | $Z_u$ , %          | % В                |
|------------------------------------|-------------------|---------------------|----------------|--------------------|--------------------|--------------------|
| 500                                | 60                | 574-584             | 656-660        | 18,5-19,5          | 73-76              | 100                |
| 690                                | 30                | 718-724             | 786-792        | 17,5-19,0          | 79-81              | 100                |
| 750                                | 40                | 774-799             | 809-842        | 18-20              | 60-67              | 100                |
| <b>Требования «Правил...» РМРС</b> | <b>500</b>        | <b>Не менее 500</b> | <b>610-770</b> | <b>Не менее 16</b> | <b>Не менее 35</b> | <b>Не менее 90</b> |
|                                    | <b>690</b>        | <b>Не менее 690</b> | <b>770-940</b> | <b>Не менее 15</b> |                    |                    |
|                                    | <b>750</b>        | <b>Не менее 750</b> | <b>800-970</b> | <b>Не менее 15</b> |                    |                    |

Таблица 6.12 – Характеристики хладостойкости исследованного листового проката

| Уровень прочности | KV <sup>-60</sup> , Дж |                       | KVA <sup>-60</sup> , Дж | T <sub>кб</sub> , °C | NDT, °C |
|-------------------|------------------------|-----------------------|-------------------------|----------------------|---------|
|                   | поверхность            | середина по толщине   | Поверхность             |                      |         |
| 500               | <u>180-235</u><br>209  | <u>162-268</u><br>202 | <u>166-238</u><br>199   | -12                  | -70     |
| 690               | <u>196-202</u><br>199  | <u>185-195</u><br>190 | <u>179-212</u><br>196   | -                    | -       |
| 750               | <u>96-139</u><br>121   | -                     | <u>86-117</u><br>96     | -55                  | -75     |

На Рисунке 6.24 приведена структура листового проката толщиной 60 мм из экономнолегированной судостроительной стали состава № 2, Таблица 6.1, уровня прочности 500 после 3+0 в поверхностных слоях, Рисунок 6.24 а, и в середине по его сечению, Рисунок 6.24 б, представляющая собой дисперсную смесь ГБ, Рисунок 6.24 е, и РБ, Рисунок 6.24 ж. Плотность дислокаций приблизительно одинакова в обоих типах бейнита и составляет  $(1,8 - 2,3) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Карта ГАМ (СРЗ) также подтверждает формирование бейнитной структуры различной морфологии, о чем свидетельствует преимущественное наличие желтого и оранжевого цветов (~ 95...89 % занимаемой площади на карте), Рисунок 6.24 в. При этом доля областей с наибольшей искаженностью кристаллической решетки (красный цвет на карте), соответствующим мартенситной составляющей, не превышает 4 %, а минимальная доля областей с наименьшей искаженностью (синий цвет на карте) – порядка 2,5 %, свидетельствует о незначительном содержании ферритной составляющей даже в середине листа толщиной 60 мм, Рисунок 6.24 в. Размер БАЗ не превышает 35 мкм по всей толщине исследованного листа. Средний РСЭ при  $\theta_r=5^\circ$  составляет 8,2...9,9 мкм при максимальном РСЭ не более 22,5 мкм по всему сечению исследованного листа, Рисунок 6.24 г, что соответствует разработанным требованиям – не более 10 и 25 мкм соответственно. При этом доля структурных элементов размером не более 5 мкм составляет ~ 44 и 33 % [286], не более 10 мкм - ~ 73,5 и 62,5 % в поверхностных слоях и в середине по сечению листа соответственно, Рисунок 6.24 д.

Структура стали характеризуется высокой долей МУГ (~ 55...50 % по всему сечению листа), существенная часть из которых связана с разориентировками между рейками в РБ, Рисунок 6.24 з. О значительном количестве РБ в структуре, Рисунок 6.24 ж, говорит наличие ~30-33 % БУГ с углами разориентировки более  $50^\circ$ , для которого характерно пакетно-блочное строение с данными разориентировками на границах блоков и пакетов. Однако присутствие ~ 20 % МУГ с углами разориентировки  $5-15^\circ$  свидетельствует о развитой субзеренной структуре, в первую очередь, за счет формирования фрагментированных областей  $\alpha$ -фазы бейнита гранулярной морфологии с размером субзерен 0,6-0,9 мкм [286], Рисунок 6.24 е.

Формирование такой квазиизотропной бейнитной структуры в толстолистовом прокате (до 60 мм) гарантирует достижение требуемой прочности, хладостойкости и трещиностойкости при низких температурах в соответствии с требованиями ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС к стали уровня прочности 500 с индексом «Arc40», Таблицы 6.11 и 6.12. Значения  $R_m$  составляют 556...560 МПа,  $R_e$  – 574...584 МПа,  $A_5$  – 18,5...19,5 %. Вид излома полнотолщинных образцов полностью волокнистый (100 %) без расщеплений и шиферности, значения относительного

сужения в направлении толщины (Z-свойства) составляют 73...76 %, что говорит о высокой сопротивляемости металла хрупкому разрушению и слоистым разрывам. Высокая хладостойкость стали подтверждается как результатами испытаний на ударный изгиб при температуре минус 60 °С (значения  $KV^{-60}=180...235$  Дж (для образцов, вырезанных от поверхности) и 162...268 Дж (для образцов, вырезанных из середины по сечению листа) и ударный изгиб после механического старения (значения  $KVA^{-60} = 166-238$  Дж), но и результатами испытаний крупногабаритных проб с определением критических температур  $T_{к6}=\text{минус } 12$  °С и  $NDT=\text{минус } 70$  °С. О высокой трещиностойкости листового проката говорят полученные значения критического раскрытия вершины трещины  $CTOD^{-40}=0,86...2,51$  [286].

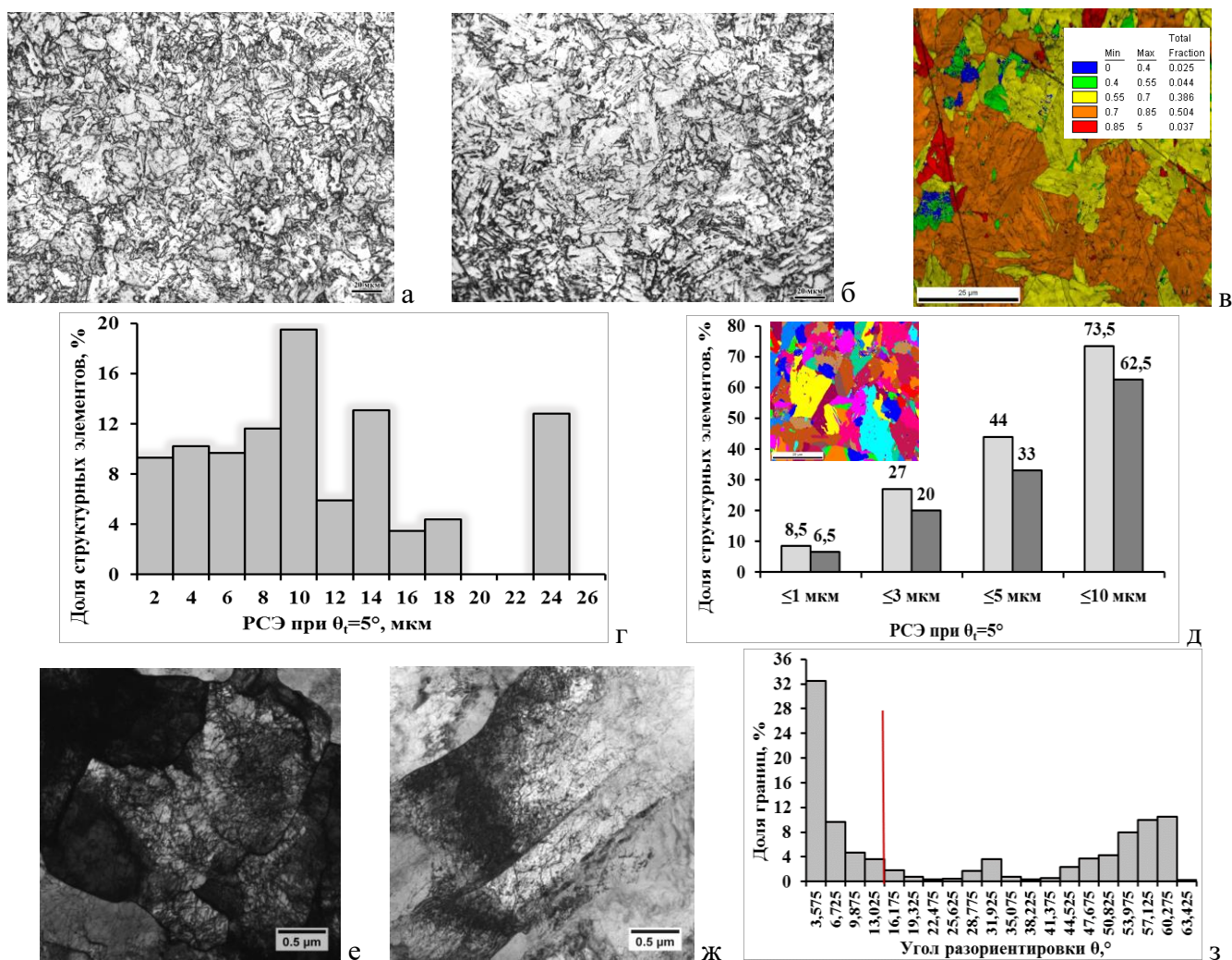


Рисунок 6.24 - Структура вблизи поверхности (а) и в середине по сечению (б-г, е-з) листового проката толщиной 60 мм из экономнолегированной судостроительной стали состава № 2 с пределом текучести не менее 500 МПа с индексом «Arc40» после З+О: а, б – оптическая металлография; в – EBSD-отображение объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM; г - гистограмма распределения структурных элементов по размерам при  $\theta_r=5^\circ$ ; д - доли структурных элементов различного размера при  $\theta_r=5^\circ$  (светлые столбики – вблизи поверхности, темные столбики – в середине по толщине листа) с наложением соответствующей карты структурных элементов; е – ГБ; ж – РБ (ПЭМ: светлополюсные изображения); з - распределение межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$

В толстолистовом прокате из более прочных экономнолегированных сталей после 3+0 сочетание высокой прочности и хладостойкости (категории F) обеспечивается за счет формирования по всей толщине листа до 50 мм дисперсной бейнитно-мартенситной структуры, содержащей бейнит и мартенсит приблизительно в одинаковом количестве. На Рисунке 6.25 представлена бейнитно-мартенситная структура листового проката толщиной 30 мм из разработанной экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 уровня прочности 690. Соотношение бейнита и мартенсита в ней составляет ~ 45/55 % по всему сечению листа, Рисунок 6.25 а, б, что подтверждает сравнение карт кривизны кристалла GAM, согласно которым доли областей с наибольшей степенью искаженности кристаллической решетки (характерные для мартенсита) вблизи поверхности и в середине по толщине исследованного листа составляют 46,5 и 54 % соответственно, а соответствующие усредненные значения GAM - 0,68 и 0,71 °, Рисунок 6.25 к, л.

Увеличение доли БУГ<sub>более 50°</sub> до 43,5...45,5 % по сравнению с листовым прокатом уровня прочности 500 при сохранении большого числа МУГ с углами 2-5° ~ 20 %, Рисунок 6.25 в (значительная часть из которых связана с разориентировками между рейками), указывает на формирование преимущественно реечных структур с пакетно-блочной структурой.

Мартенситная составляющая представлена преимущественно РМ (45-50 %) при незначительном количестве ВМ (~ 5-10 %). Бейнит реечной и гранулярной морфологии содержится в близком количестве (~ 20 и 25 % каждого типа соответственно). Плотность дислокаций в РМ составляет  $(2,8...3,2) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , в РБ –  $(1,5...2,0) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Средняя ширина реек в РМ составляет 0,14 мкм, а в РБ - 0,65 мкм. Средний размер областей ВМ - 2-3 мкм, фрагментов в ГБ – ~ 1 мкм. Внутри структурных элементов (внутри реек в РМ и РБ и внутри фрагментов в ГБ) равномерно распределена мелкодисперсная карбидная фаза размером 9-12 нм. При этом объемная плотность карбидов в РМ составляет  $2,9 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , Рисунок 6.25 г, в РБ -  $7,8 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , Рисунок 6.25 д, в ГБ –  $3,5 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , Рисунок 6.25 ж. Внутри областей ВМ средний размер карбидов самоотпуска составляет 100 нм при их объемной плотности  $3 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ , Рисунок 6.25 е. По границам реек в РМ и РБ присутствуют карбиды цементитного типа со средним размером частиц 50 и 105 нм соответственно, а по границам фрагментов в ГБ – размером 70 нм [286].

Размер БАЗ не превышает 30 мкм по всему сечению исследованного листа. При этом следует отметить, что после традиционной закалки структура отличается высокой однородностью по толщине по РСЭ при  $\theta_t=15^\circ$ , Рисунок 6.25 м. Средние РСЭ при  $\theta_t=15^\circ$  по толщине составляют 12,2 и 13 мкм при максимальном РСЭ – 26 мкм. При этом доли структурных элементов размером не более 5 и 10 мкм по всему сечению листового проката имеют близкие значения и составляют ~ 17 и 40 % соответственно, а доля элементов размером более 20 мкм составляет ~ 13,5...15,5 %, Рисунок 6.25 н. Средние РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  составляют 6,9 мкм вблизи поверхности и 8,6 мкм в середине по толщине, а максимальный РСЭ не превышает ~ 17,5 мкм по всему сечению листового проката, Рисунок 6.25 о. При этом доля структурных элементов размером не более 5 мкм составляет ~ 35...30 %, не более 10 мкм – ~ 71...59 % по



сечению исследованного листа, Рисунок 6.25 н. Значительное количество МУГ (~ 40...36 % по толщине) свидетельствует о формировании развитой субзеренной структуры, Рисунок 6.25 в.

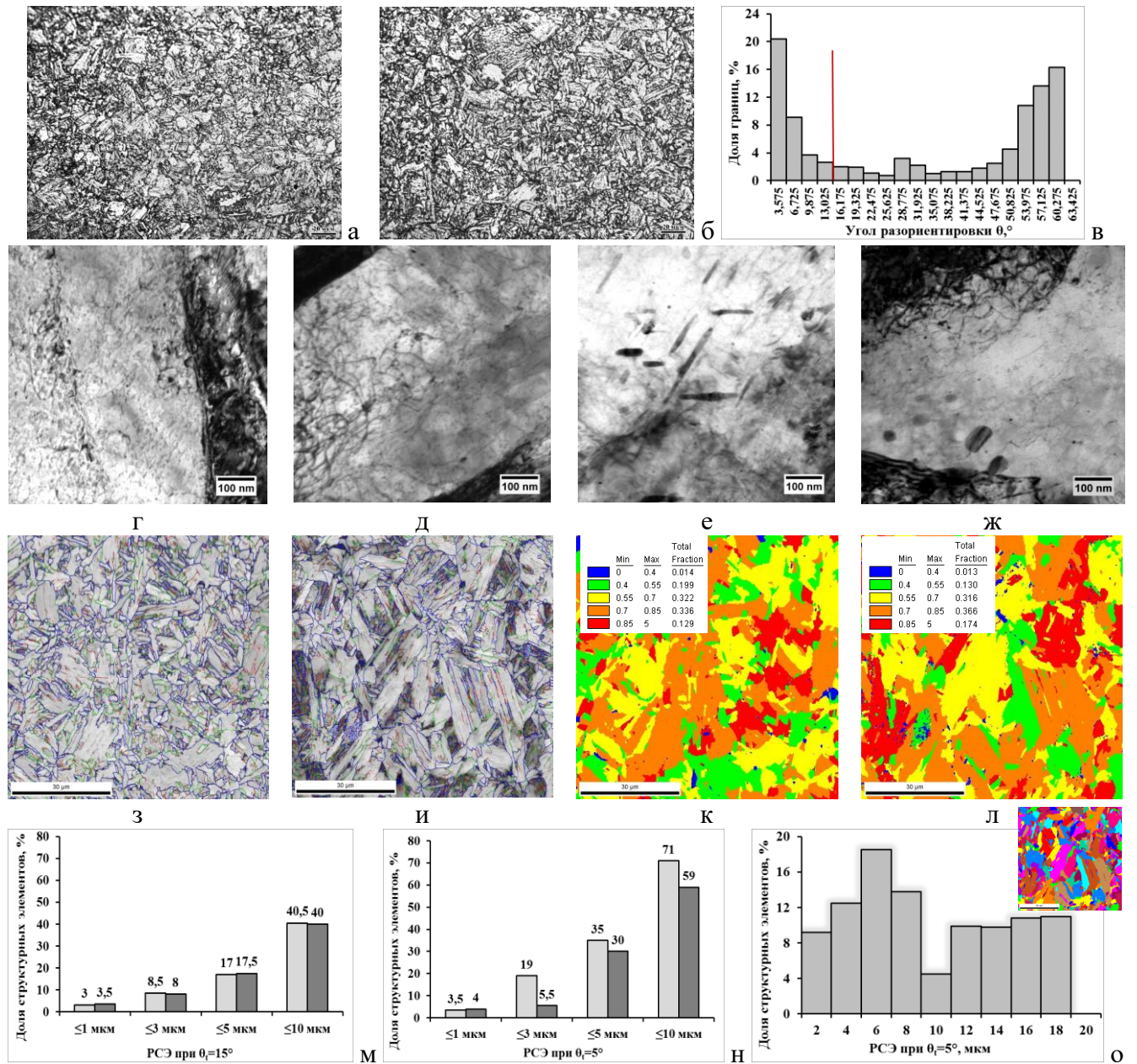


Рисунок 6.25 - Структура вблизи поверхности (а, з, к) и в середине по сечению (б, в-ж, и, л, о) листового проката толщиной 30 мм из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали состава № 4 с пределом текучести не менее 690 МПа после 3+О: а, б – оптическая металлография; в – распределение межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$ ; г-ж – светлопольные изображения карбидных частиц внутри рек в РМ (г) и РБ (д) и фрагментов в ВМ (е) и ГБ (ж); з, и - карты структурных элементов с наложением границ согласно цветовой шкале (красные линии – 2...5°, зеленые – 5...15°, синие - 15° и более); к, л - EBSD-отображения объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM; м, н - доли структурных элементов различного размера при  $\theta_r=15^\circ$  и  $5^\circ$  соответственно (светлые столбики – вблизи поверхности, темные столбики – в середине по толщине листа); о - гистограмма распределения и карта структурных элементов по размерам при  $\theta_r=5^\circ$  [286]

Формирование такой структуры обеспечивает требуемые для уровня прочности 690 прочностные характеристики (значения  $R_e$  718...724 МПа,  $R_m$  – 786...792) в сочетании со

стабильно высоким уровнем низкотемпературной ударной вязкости при температуре испытаний минус 60 °С, в том числе после механического старения, - не менее 179 Дж/см<sup>2</sup>, Таблицы 6.11 и 6.12. При этом высокие значения ударной вязкости (не менее 100 Дж/см<sup>2</sup>) сохраняются вплоть до температуры испытаний минус 100 °С [286].

Увеличение доли мартенситной составляющей в структуре и применение технологии ЗПН+О позволяет повысить уровень прочности стали без повышения легирования. В листовом прокате толщиной 40-50 мм из разработанных сталей уровней прочности 690-750 с гарантированными характеристиками работоспособности при низких температурах ( $T_{к6}=-47\dots-72^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{NDT}=-75\dots-105^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{CTOD}^{40}=0,51\dots0,68$  мм) после ЗПН+О формируется квазиоднородная по сечению листового проката бейнитно-мартенситная структура с суммарной долей РМ+РБ не менее 80...85 % и количеством ГБ – не более 10...15 % с РСЭ при  $\theta_t=5^{\circ}$  не более 8 мкм [286].

В частности, в структуре листового проката толщиной 40 мм из экономнолегированной стали состава № 3 уровня прочности 750 (значения  $R_e - 774\dots799$  МПа,  $R_m - 809\dots842$  МПа,  $T_{к6}=-55^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{NDT}=-75^{\circ}\text{C}$ ) основной структурной составляющей является РМ с высокой плотностью дислокаций  $3,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , доля которого составляет 65-70 %, Рисунок 6.26 г. Ширина мартенситных реек составляет 0,15-0,20 мкм, размер фрагментов в них – не более 0,3 мкм. По границам реек и субзерен в РМ равномерно распределены округлые частицы карбидной фазы цементитного типа, легированной Сг и Мо, размером не более 200 мкм, в среднем ~ 70 нм, Рисунок 6.26 д. В структуре также содержится 5-10 % ВМ с близкой к РМ плотностью дислокаций  $2,9 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Ширина фрагментов в нем составляет 1,4-1,5 мкм, внутри которых обнаружены частицы карбидов самоотпуска со средним размером 47 нм и объёмной плотностью  $1,5 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ . Бейнитная составляющая в структуре представлена в основном РБ (до 20-25 %) с плотностью дислокаций  $2,3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и более широкими (0,3-0,5 мкм) по сравнению с РМ фрагментированными рейками (размер субзерен – не более 0,5 мкм), а также фрагментированными областями ГБ с плотностью дислокаций –  $2,0 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , содержание которых не превышает 10 %. Средний размер субзерен в ГБ составляет ~ 0,6 мкм, внутри которых равномерно распределены карбидные частицы размером 20-25 нм и объёмной плотностью  $2,2 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ .

Формирование преимущественно мартенситной структуры по всей толщине подтверждают карты GAM (CP3), согласно которым доли областей с наибольшей искаженностью кристаллической решетки (красный и оранжевый цвет на картах) по толщине листа составляют ~ 69...84 %, усредненные значения GAM составляют 0,82...0,86 °, Рисунок 6.26 к, л, что характерно для мартенсита. Анализ распределении межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  показал, что более 50 % границ соответствуют углам разориентировки более 50°, что связано с формированием пакетно-блочной структуры низкотемпературных продуктов превращения, в которой доминируют БУГ между пакетами и блоками, Рисунок 6.26 в. При этом высокая степень дисперсности блоков бейнитно-мартенситной структуры обеспечивается за счет создания развитой субструктуры, о чем свидетельствует значительная доля МУГ ~ 35 %, значительная часть из которых является «полупроницаемыми» границами с разориентировками 5-15° - ~ 15 % [286].



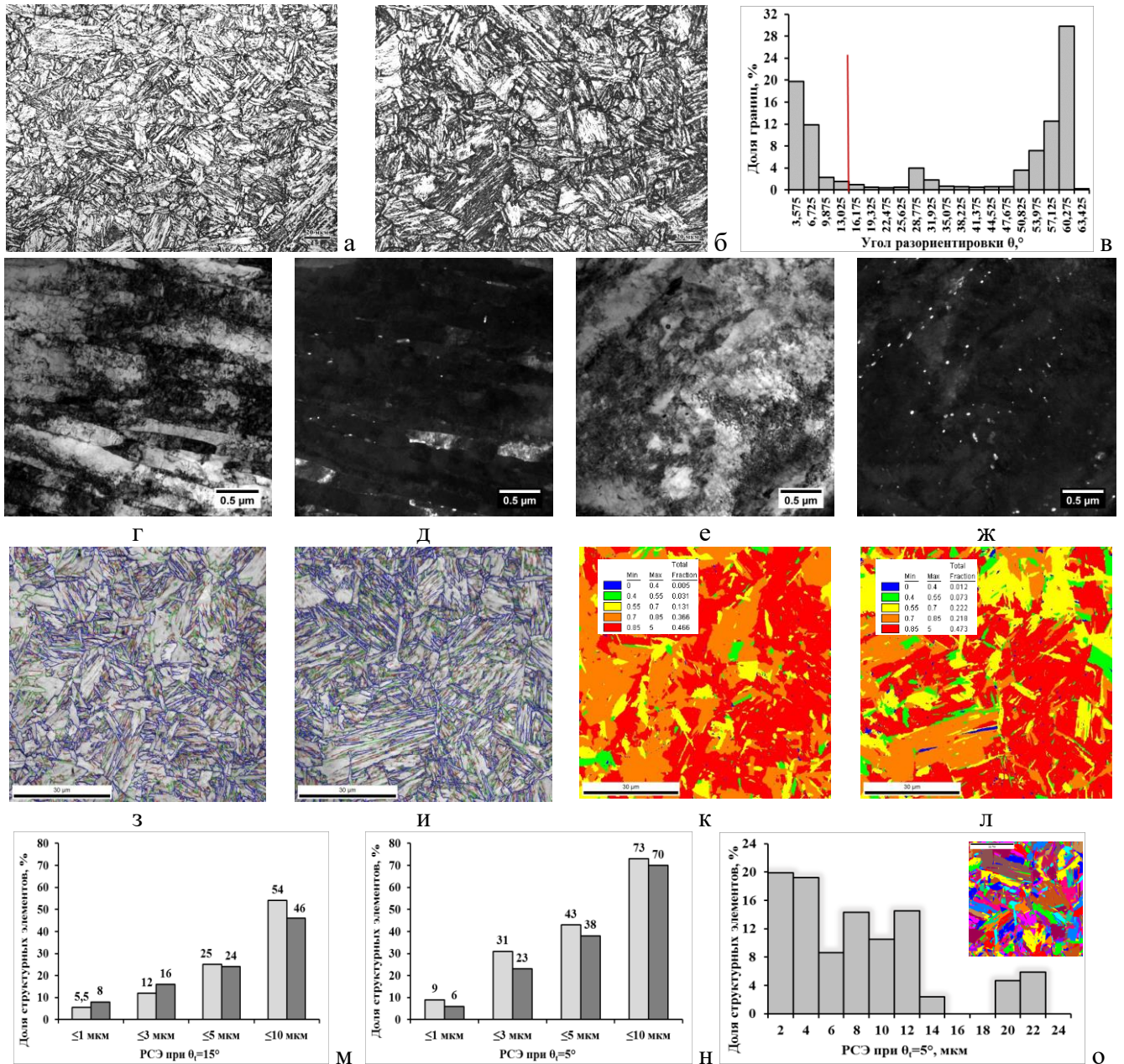


Рисунок 6.26 - Структура вблизи поверхности (а, з, к) и в середине по толщине 40 мм (б, в-ж, и, л, о) листа из экономнолегированной стали состава № 3 уровня прочности 750 с индексом «Arc40» после ЗПН+О: а, б – оптическая металлография; в – распределение межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$ ; г – РМ; е - ВМ (светлопольные изображения); д, ж - карбидные частицы (темнопольные изображения) по границам рек в РМ и внутри фрагментов в ВМ соответственно; з, и - карты структурных элементов с наложением границ согласно цветовой шкале (красные линии –  $2...5^\circ$ , зеленые –  $5...15^\circ$ , синие -  $15^\circ$  и более); к, л - EBSD-отображения объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM; м, н - доли структурных элементов различного размера при  $\theta=15^\circ$  и  $5^\circ$  соответственно (светлые столбики – вблизи поверхности, темные столбики – в середине по толщине листа); о - гистограмма распределения и карта структурных элементов по размерам при  $\theta=5^\circ$  [286]

Средние РСЭ при  $\theta=15^\circ$  по сечению исследованного листа составляют 11,6...13,4 мкм при максимальных размерах – 25...31,5 мкм, а доля элементов структуры размером не более 10 мкм – ~ 54...46 %, при этом ~ 25...27 % элементов имеют размеры более 20 мкм, Рисунок 6.26 м. При этом РСЭ при  $\theta=5^\circ$  по сечению листа практически одинаковы, составляя: средний РСЭ

– 7,1...7,4 мкм при требованиях не более 8 мкм, максимальный РСЭ – 19...21,5 мкм при требованиях не более 25 мкм, а доли структурных элементов размером не более 5 и 10 мкм – ~43...38 и ~ 73...70 % соответственно, Рисунок 6.26 н, о.

### **6.5. Разработка технологической документации на ведущих металлургических комбинатах РФ**

Разработанные в рамках диссертационной работы технологические режимы закалки с печного и прокатного нагрева с последующим высокотемпературным отпуском (З+О и ЗПН+О) внесены в технологическую документацию, действующую и внедренную на ведущих металлургических комбинатах - ПАО «Северсталь», ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» и ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь») - акты внедрения представлены в Приложении Е:

- Сквозная технологическая инструкция «Сквозная технология производства проката в листах для судостроения на стане «5000»» (ПАО «ММК»);

- Сквозная технологическая инструкция «Сквозная технология производства листового проката толщиной до 60 мм из судостроительной стали с пределом текучести 500 МПа и из стали марки АБ2-2 и толщиной до 30 мм из стали с пределом текучести 620 МПа, в том числе из стали марки АБ2-1-на стане «5000»» (ПАО «ММК»);

- «Технологическое письмо с целью освоения технологии производства толстолистового проката из стали марок РСА500Arc50, РСД500Arc50, РСЕ500Arc50, РСФ500Arc50 в соответствии с частью XIII Правил классификации и постройки морских судов 2020 г., а также РСД500WArc50, РСЕ500WArc50, РСФ500WArc50 в соответствии с ГОСТ Р 52927-2015 и части III Правил технического наблюдения за постройкой судов и изготовлением материалов и изделий 2020 г.» (ПАО «ММК»);

- «Технологическое письмо с целью освоения производства толстолистового проката из «Аrc»-стали марок D620W, E620W, F620W по ТУ 5.961-11618-2010 в толщинах от 15 до 60 мм» (ПАО «ММК»);

- «Технологическое письмо с целью освоения производства листового проката класса прочности 690 в толщинах 8-50 мм из свариваемой стали марки 09ХГН2МД по ТУ 14-101-1002-2014 на стане «5000»» (ПАО «ММК»);

- Технологическая инструкция «Изготовление листового проката из высокопрочных хладостойких сталей с пределом текучести 500, 620 и 690 МПа в толщинах от 10 до 50 мм» (ООО «ОМЗ-Спецсталь»);

- «Технологическая инструкция на изготовление опытных образцов заготовок для производства листового проката из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа в условиях опытно-промышленного производства» (ООО «ОМЗ-Спецсталь»);

- «Технологическая инструкция на изготовление листового проката из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа в условиях опытно-промышленного производства» (ООО «ОМЗ-Спецсталь»).

## ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 6

Для производства листового проката из экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 500-750 (толщиной до 40...60 мм в зависимости от уровня прочности), а также низколегированных хладостойких сталей категории F уровней прочности 420-460 (толщиной до 100 мм) разработаны промышленные температурно-деформационные схемы горячей пластической деформации, способствующие формированию мелкозернистого аустенита с развитой субструктурой, режимы закалки с печного и прокатного нагрева, обеспечивающие получение бейнитной и бейнитно-мартенитной структуры по всему сечению листового проката с учетом экономного легирования предложенных сталей, и высокотемпературного отпуска, исключая развитие рекристаллизации по типу «in-situ» в  $\alpha$ -фазе речных составляющих и коагуляцию карбидной фазы. При этом технологические воздействия в первую очередь направлены на получение заданного соотношения и морфологии структурных составляющих, исключение протяженных областей РБ, создание субзерненного строения в структурных составляющих, равномерное распределение карбидных частиц ограниченного размера по границам субзерен и рек в место пакетов и БАЗ, обеспечение допустимой степени неоднородности структуры по сечению листового проката по РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ .

1. Установлено, что для формирования бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры с требуемыми морфологическими признаками и соотношением структурных составляющих при допустимой степени неоднородности по РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  (в соответствии с разработанными в части 3.2 требованиями к параметрам структуры по сечению листового проката), обеспечивающей получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах, необходимо обеспечить:

1.1. Равномерный прогрев исходных заготовок, предусматривающий не только регламентацию температуры металла на выдаче из методической нагревательной печи -  $T_{sr}+(200...220)^\circ\text{C}$  за счет нормирования градиента температуры по сечению исходной заготовки – не более  $15^\circ\text{C}$  при ограничении температуры по зонам методической печи – не более  $1250^\circ\text{C}$ , что исключает обезуглероживание поверхностных слоев.

1.2. Проведение двухстадийной деформации согласно следующим температурно-деформационным схемам по проходам:

- для экономнолегированных сталей уровней прочности 500-750, микролегированных ниобием, наиболее эффективно применение на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки убывающего температурного графика ( $T_{sr}+50^\circ\text{C}$ ) $\rightarrow T_{sr}$  согласно возрастающей схеме

обжатию по проходам 10→20 %, на завершающей (чистой) стадии прокатки - двух температурных графиков - убывающего в узком диапазоне температур ( $T_{sr}-50^{\circ}\text{C}$ )→( $T_{sr}-80^{\circ}\text{C}$ ) или при постоянной температуре на  $\sim 70^{\circ}\text{C}$  ниже температуры  $T_{sr}$  в зависимости от толщины листового проката (менее 35 мм и 35-60 мм соответственно) согласно убывающей схеме обжатию по проходам 15→10 %;

- для низколегированных сталей уровней прочности 420-460, микролегированных ванадием, на черновой стадии прокатки целесообразно использование убывающего температурного графика ( $T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$ )→ $T_{sr}$  согласно возрастающей схеме обжатию по проходам 10→15 %, а на чистой стадии прокатки - при постоянной температуре на  $\sim (20...30)^{\circ}\text{C}$  ниже температуры  $T_{sr}$  согласно убывающей схеме обжатию по проходам 15→10 %.

Данные температурно-деформационные схемы прокатки обеспечивают наиболее равномерное измельчение исходного аустенитного зерна за счет многократной СР в междеформационных паузах при сдерживании процесса собирательной рекристаллизации по всему сечению крупномасштабных промежуточных заготовок, исключают «избыточный» наклеп аустенита (в первую очередь отдельных более крупных зерен) и обеспечивают создание развитой субзеренной структуры в аустените за счет процессов фрагментации и динамической полигонизации дислокаций.

1.3. Выбор условий и режимов закалки с печного и прокатного нагрева с учетом обеспечения скорости охлаждения не менее  $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  по всему сечению листового проката для требуемой прокаливаемости стали и исключения формирования ферритной составляющей в центральных слоях листов больших толщин, в частности:

- температуры нагрева под печную закалку в пределах диапазона  $920...950^{\circ}\text{C}$  с прецизионной регламентацией ( $\pm 5^{\circ}\text{C}$ ) в зависимости от уровня прочности стали 420...750 для обеспечения заданного соотношения структурных составляющих по всей толщине листов;

- начала охлаждения после двухстадийной прокатки при использовании технологии ЗПН+О без существенного снижения температуры (не более  $20^{\circ}\text{C}$ ).

1.4. Проведение последующего высокотемпературного отпуска при температуре не выше  $630^{\circ}\text{C}$  для технологии З+О и не выше  $660^{\circ}\text{C}$  для технологии ЗПН+О в соответствии с установленными граничными температурными условиями, исключающими развитие процессов рекристаллизации  $\alpha$ -фазы в РБ и РМ по механизму «in-situ», сопровождающихся образованием практически бездислокационных областей  $\alpha$ -фазы и коагуляцией карбидных частиц, выделившихся как на границах, так и внутри ее областей.

1.4.1. Показано, что для достижения близкого уровня прочности, пластичности и хладостойкости листового проката больших толщин, изготавливаемого по технологиям ЗПН+О и З+О, температура окончательной термической обработки после ЗПН на  $\sim 40^{\circ}\text{C}$  выше, чем после печной закалки для экономнолегированных сталей и на  $\sim 20^{\circ}\text{C}$  для низколегированных сталей. При этом оптимальная температура отпуска, исключающего развитие процесса рекристаллизации  $\alpha$ -фазы в реальных составляющих, для экономнолегированных сталей на  $\sim 20^{\circ}\text{C}$  выше, чем для низколегированных сталей высокой прочности.

1.4.2. Установлено, что после ЗПН повышение температуры отпуска в пределах

ограничений, исключаяющих развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе РМ и РБ, способствует существенному измельчению структурных элементов при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$  за счет фрагментации реек  $\alpha$ -фазы вследствие полигонизации дислокаций, в то время как после печной закалки с отпуском РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  по сравнению с закаленным состоянием практически не изменяется.

2. На примере сталей уровней прочности 500-750 показано, что разработанные технологические режимы горячей пластической деформации и термической обработки позволяют сформировать в листовом прокате толщиной до 60 мм бейнитную и бейнитно-мартенситную структуру, отличающуюся высокой однородностью и изотропностью по всему его сечению, полностью отвечающую всем требованиям к структуре экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью при низких температурах, разработанным в п. 3.2 диссертационной работы. В частности, в листовом прокате из стали уровней прочности 690-750 с индексом «Агс» ( $T_{к6}$ =минус 47...минус 72°C, NDT=минус 75...минус 105°C,  $CTOD^{40} = 0,51...0,68$  мм) после ЗПН+О сформирована однородная по сечению листового проката бейнитно-мартенситная структура с суммарной долей РМ+РБ не менее 80-85 % (что подтверждается характерными EBSD-отображениями объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM), при количестве ГБ – не более 10-15 %; субструктурой в речных составляющих (рейки поделены на фрагменты размером не более 0,30 мкм в РМ и не более 0,5 мкм в РБ), равномерным распределением карбидной фазы цементитного типа, легированной Cr и Mo, размером не более 200 нм по границам субзерен и реек; средним РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  - 7,1...7,4 мкм (при требованиях не более 8 мкм) и максимальным – 19...21,5 мкм (при требованиях не более 25 мкм) с разницей не более 3 мкм по всему сечению; количеством БУГ с углами разориентировки более  $50^\circ \sim 50$ .

3. Разработана технологическая документация и внедрены промышленные технологии производства листового проката из хладостойких судостроительных сталей для Арктики на ведущих металлургических комбинатах (ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»):

- двухстадийной горячей прокатки, ЗПН+О и З+О для изготовления листового проката толщиной до 40...60 мм (в зависимости от уровня прочности) из экономнолегированных сталей с гарантированным пределом текучести 500, 620, 690 МПа (категорий D, E, F) и 750 МПа (категории E) с индексами «Агс30»-«Агс50»;

- двухстадийной горячей прокатки и ЗПН+О для изготовления листового проката толщиной до 100 мм из низколегированных сталей категории F с гарантированным пределом текучести 420-460 МПа.

## **Глава 7. ХАРАКТЕРИСТИКИ КАЧЕСТВА ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННЫХ ПАРТИЙ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА. ОЦЕНКА СВАРИВАЕМОСТИ РАЗРАБОТАННЫХ ХЛАДОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ**

Согласно разработанным в рамках 5 и 6 глав диссертационной работы режимам термомеханической и термической обработки, которые легли в основу технологической документации, изготовлены опытно-промышленные партии листового проката из низко- и экономнолегированных сталей для Арктики и проведены всесторонние исследования его качества, а также оценка свариваемости новых сталей. Изготовление опытно-промышленных партий листового проката производилось на ведущих металлургических комбинатах РФ – ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь») по кооперации с ПАО «Северсталь».

Для исследования качества листового проката из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей, в том числе с индексом «Arc», проведен комплекс испытаний, включающий:

- стандартные виды испытаний (на растяжение, растяжение в направлении толщины, ударный изгиб KV при температурах испытаний от плюс 20 до минус 80 °С, ударный изгиб KVA после механического старения при температурах испытаний минус 20...минус 60 °С, излом с определением количества вязкой составляющей в изломе полнотолщинной технологической пробы, статический изгиб);
- специальные виды испытаний на определение критических температур  $T_{кб}$  и NDT;
- испытание на трещиностойкость основного металла с определением критического раскрытия в вершине трещины  $CTOD_{ом}$  при температурах минус 40...минус 60 °С;
- коррозионные испытания основного металла;
- оценка структуры листового проката;
- испытания на свариваемость (в том числе, испытания на растяжение и ударный изгиб, изгиб, трещиностойкость ЗТВ сварного соединения с определением критического раскрытия вершины трещины  $CTOD_{зтв}$  при температурах испытаний минус 20...минус 50 °С).

### **7.1. Характеристики качества листового проката из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей для Арктики**

#### **7.1.1. Листовой прокат из хладостойких судостроительных сталей толщиной до 100 мм, в том числе с индексом «Arc» толщиной до 50 мм, производства ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь»**

На оборудовании ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь» изготовлены опытно-промышленные партии листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких



судостроительных сталей 9 опытных плавок (в количестве 102 листов), в том числе с индексом «Агс»:

- листового проката толщиной 25...50 мм из низколегированных сталей уровней прочности 355-390 с индексом «Агс» в соответствии с ГОСТ Р 52927 и «Правилами...» РМРС из слитков ЭСПЦ по технологии ТМО+УО;

- листового проката толщиной 25...50 мм из низколегированных сталей уровней прочности 420-460 с индексом «Агс» и листового проката толщиной 70...100 мм в соответствии с ГОСТ Р 52927 и «Правилами...» РМРС из слябов КП по технологии ТМО+УО;

- листового проката из низколегированных хладостойких сталей с гарантированным пределом текучести 355, 420 и 460 МПа, соответствующий требованиям «Правил...» РМРС и EN 10225 с опциональными требованиями Y20, Y30 и Y40 по стандарту Norsok из слябов КП трех опытных плавок (из сталей марок S355G10+M толщиной 15-20, 40, 60, 80 и 100 мм и марок S420G2/S460G2+M толщиной 20, 40 и 60 мм по технологии ТМО+УО, а также марок S420G2/S460G2+QT толщиной 80 и 100 мм по технологии ЗПН+О);

- листового проката толщиной 20...50 мм из экономнолегированных сталей уровней прочности 500-690 с индексом «Агс» в соответствии с «Правилами...» РМРС и разработанными Техническими условиями (ТУ) из слитков ЭСПЦ трех опытных плавок по технологиям ЗПН+О и З+О;

- листового проката толщиной 20...40 мм из экономнолегированной стали уровня прочности 750 с индексом «Агс» в соответствии с «Правилами...» РМРС и разработанными Техническими условиями (ТУ) из слитков ЭСПЦ по технологиям ЗПН+О и З+О.

Следует отметить, что опытно-промышленные плавки разработанных сталей отличались высоким металлургическим качеством. Макроструктура исходных заготовок всех исследованных плавок соответствовала требованиям, разработанным для сталей с индексом «Агс» с гарантированной работоспособностью при низких температурах, Таблица 7.1.

Таблица 7.1 – Оценка макроструктуры слябов из разработанных хладостойких сталей арктического применения исследованных плавок

|                      | Осевая<br>рыхлость | Осевая химическая<br>неоднородность | Осевая<br>трещина | Гнездобразная<br>трещина | Точечная<br>неоднородность |
|----------------------|--------------------|-------------------------------------|-------------------|--------------------------|----------------------------|
|                      | Балл               |                                     |                   |                          |                            |
| Фактические значения | 1,0...2,0          | 0,5...1,0                           | 0                 | 0                        | 0...0,5                    |
| Требования, не более | <b>2,0</b>         | <b>1,5</b>                          | <b>1,0</b>        | <b>0,5</b>               | <b>1,0</b>                 |

Оценка загрязненности неметаллическими включениями листового проката опытных плавок показала высокую степень чистоты металла по неметаллическим включениям, не превышающих 1,5 балла по ГОСТ 1778-70 по содержанию хрупких, пластинчатых и недеформирующихся силикатов при полном отсутствии строчечных и точечных оксидов, нитридов и карбонитридов.

**Механические свойства листового проката из разработанных сталей. Листовой прокат толщиной 25-50 мм из низколегированных хладостойких судостроительных сталей с**

индексом «Arc» уровней прочности 355..460, изготовленный по технологии ТМО+УО, обладает высоким комплексом прочностных и вязко-пластических свойств в полном соответствии или превышающим требования «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927, Таблицы Д.1 и Д.2 (представленные в Приложении Д).

Для листов толщиной 25-50 мм из низколегированной судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 355-390 МПа с индексом «Arc» значения временного сопротивления составляют 560...640 МПа, предела текучести – 450...510 МПа, относительного удлинения – 23,5...30 %, что удовлетворяет также требованиям к более прочной стали уровня прочности 420, Таблица Д.1. Значения работы удара KV<sup>-60</sup> составляют 176...356 Дж при среднем значении 255 Дж на поверхности листов 25-50 мм и 81...252 Дж при среднем значении 219 Дж в середине по толщине листов 50 мм. Значения работы удара после механического старения KVA<sup>-60</sup> – 69...276 Дж при среднем значении 200 Дж, Таблица Д.2.

Для листов толщиной 25-50 мм из низколегированной судостроительной стали уровней прочности 420-460 с индексом «Arc» значения R<sub>m</sub> варьируются в пределах 538...614 МПа, R<sub>e</sub> – 447...510 МПа, относительного удлинения – 21...28,5 %, Таблица Д.1. Уровень значений KV<sup>-60</sup> и KVA<sup>-60</sup> существенно превышает требования «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927-2015, составляя не менее 160 Дж по всему сечению листов, при этом средние значения KV<sup>-60</sup> и KVA<sup>-60</sup> для образцов, вырезанных от поверхности и из середины по толщине близки, составляя не менее 240 Дж, Таблица Д.2, что свидетельствует о высокой степени однородности ферритно-бейнитной структуры по сечению листового проката.

Листовой прокат толщиной 20-50 мм из экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc» уровней прочности 500...750, изготовленный по технологиям ЗПН+О и З+О, также обладает высокими механическими свойствами в полном соответствии с требованиями «Правил...» РМРС, ГОСТ Р 52927 и разработанных Технических условий на его поставку, Таблица Д.3.

Для листов толщиной 20-50 мм из экономнолегированной судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа с индексом «Arc» после ЗПН+О значения временного сопротивления составляют 700...730 МПа, предела текучести – 610...640 МПа, относительного удлинения – 21...23 %, соответствуя требованиям к сталям уровней 500-550. Значения работы удара KV<sup>-60</sup> составляют 178...261 на поверхности листов и 104...154 Дж в середине по их толщине. После З+О прочностные характеристики ближе к нижнему пределу требований и существенно ниже значений, полученных после ЗПН+О, на ~ 90-100 МПа по их средним значениям при более высокой пластичности (на ~ 2,5 % по средним значениям) и вязкости (~ на 40 Дж по средним значениям работы удара), Таблица Д.3.

Для листов толщиной 20-50 мм из экономнолегированной судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 620 МПа с индексом «Arc» после ЗПН+О в зависимости от режима отпуска и толщины проката значения временного сопротивления варьируются в широких пределах 730...840 МПа, как и предела текучести – 660...790 МПа, соответствуя требованиям и к более прочной стали уровня 690. Средние значения работы удара KV<sup>-60</sup> составляют 232 Дж вблизи поверхности и 166 Дж в середине по сечению листов. После З+О прочностные характеристики ближе к нижнему пределу требований и ниже значений, полученных после ЗПН+О, на ~ 50-70 МПа по их средним значениям при более высоком уровне

пластичности (на ~ 2,5 %). При этом полученные средние значения KV<sup>-60</sup> вблизи поверхности ниже на ~ 60 Дж, как и стабильность их значений, а в середине по толщине – близки к листам после ЗПН+О – 154 Дж, Таблица Д.3.

Для листов толщиной 20-50 мм из экономнолегированной судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 690 МПа с индексом «Агс» после ЗПН+О прочностные и пластические характеристики также варьируются в широких диапазонах в зависимости от толщины проката и режима высокотемпературного отпуска: 770...880 МПа по значениям временного сопротивления, 700...840 МПа по значениям предела текучести, 16,5...21 % по значениям относительного удлинения, удовлетворяя требованиям к сталям уровней 690-750. Средние значения работы удара KV<sup>-60</sup> близки к стали уровня прочности 620, составляя 225 Дж вблизи поверхности и 170 Дж в середине по сечению листов. После З+О прочностные характеристики несколько ниже значений, полученных после ЗПН+О, на ~ 20-50 МПа по средним значениям при близком уровне пластичности и средних значениях работы удара при температуре испытаний минус 60 °С, Таблица Д.3.

Для листов толщиной 20-40 мм из экономнолегированной судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 750 МПа с индексом «Агс» после З+О и ЗПН+О получен близкий комплекс механических свойств: значения временного сопротивления составляют 804...880 МПа, предела текучести – 750...860 МПа, относительного удлинения – 17...22 %. Полученные значения работы удара KV<sup>-40</sup> составляют 80...163 Дж при среднем значении 121 Дж, Таблица Д.3.

Относительное сужение в направлении толщины (Z-свойства) находится в пределах 66...85 % при среднем значении 78,5 % для низколегированных (уровней прочности 355-460) и 60-81 % при среднем значении 72 % для экономнолегированных (уровней прочности 500-750) сталей с индексом «Агс», что свидетельствует о высокой сопротивляемости слоистым разрывам. Вид изломов полнотолщинных образцов после испытаний при комнатной температуре - волокнистый (90-100 %), характеризуется отсутствием расслоений, что свидетельствует о достаточной степени изотропности ферритно-бейнитной, преимущественно бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры по сечению листового проката, обеспечивая высокое сопротивление металла хрупкому разрушению. Удовлетворительную деформационную способность хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс» подтверждают результаты испытаний технологических проб на статический изгиб на углы 120 и 180 ° на оправке, диаметр которой равен двум толщинам образцов (без появления визуально видимых трещин, расслоений и надрывов на сжатой и растянутой поверхностях).

Листовой прокат из хладостойких низколегированных сталей по требованиям «Правил...» РМРС и EN 10225, изготовленный по технологиям ТМО+УО (для уровней прочности 355 толщиной до 100 мм и 420-460 толщиной до 60 мм) и ЗПН+О (для уровней прочности 420-460 толщиной 80-100 мм) обладает требуемой прочностью, пластичностью, сопротивлением хрупкому разрушению и повышенным уровнем работы удара при низких температурах испытаний минус 40...минус 60 °С по всему сечению листов, Таблица Д.4.

При увеличении толщины листового проката прочностные и вязко-пластические свойства существенно не изменяются, что говорит о стабильности и воспроизводимости разработанных технологических процессов.

Для листов из низколегированной хладостойкой судостроительной стали с пределом текучести не менее 355 МПа толщиной 15-100 мм после ТМО+УО значения временного сопротивления составляют 473...530 МПа, предела текучести – 398...465 МПа, относительного удлинения – 22,5...30,5 %. Для листов толщиной до 80 мм значения KV<sup>-40</sup> и KV<sup>-60</sup> - не ниже 210 Дж по всему сечению листов. Значения KVA<sup>-40</sup> и KVA<sup>-60</sup> на поверхности составляют 267...360 Дж. В листах толщиной 100 мм уровень работы удара немного ниже, однако существенно превышает требования: значения KV<sup>-40</sup> и KV<sup>-60</sup> составляют 210...335 Дж вблизи поверхности и 138...317 Дж при среднем значении 214 Дж в середине по толщине листов, а KV<sup>-40</sup> – 258...349 Дж при среднем значении 320 Дж, Таблица Д.4. Для листов уровней прочности 420-460 толщиной 15-60 мм после ТМО+УО значения временного сопротивления составляют 555...594 МПа, предела текучести – 460...532 МПа, относительного удлинения – 20...26 %. Значения работы удара KV<sup>-40</sup> и KV<sup>-60</sup> также не ниже 200 Дж, составляя 207-354 Дж по всей толщине листов. Значения KVA<sup>-40</sup> и KVA<sup>-60</sup> составляют 222...357 Дж.

Для листового проката из низколегированной хладостойкой судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 420-460 МПа толщиной 80-100 мм после ЗПН+О полученные значения временного сопротивления составляют 585...615 МПа, предела текучести – 500...535 МПа, относительного удлинения – 19,5...23 %. В листах толщиной 80 мм значения KV<sup>-40</sup> как на поверхности, так и в середине по толщине составляют 213...282 Дж. При понижении температуры испытаний до минус 60 °С уровень KV несколько снижается (до значений 186...228 Дж вблизи поверхности и до 129...168 Дж в середине по толщине). Значения KVA<sup>-40</sup> и KVA<sup>-60</sup> составляют 195...297. В листах толщиной 100 мм получен стабильно высокий уровень KV<sup>-40</sup> и KVA<sup>-40</sup> – не ниже 168 Дж по всему их сечению, Таблица Д.4.

Относительное сужение в направлении толщины (Z-свойства) для листового проката толщиной до 100 мм составляют 55...85 % при среднем значении 73 %, что указывает на высокую сопротивляемости разработанных хладостойких сталей слоистым разрывам. Испытания на излом проб натурной толщины от листового проката толщиной до 100 мм после ТМО+УО показали, что значения количества вязкой составляющей в изломах полнотолщинных образцов составляют 85-100 %, Рисунок 7.1.

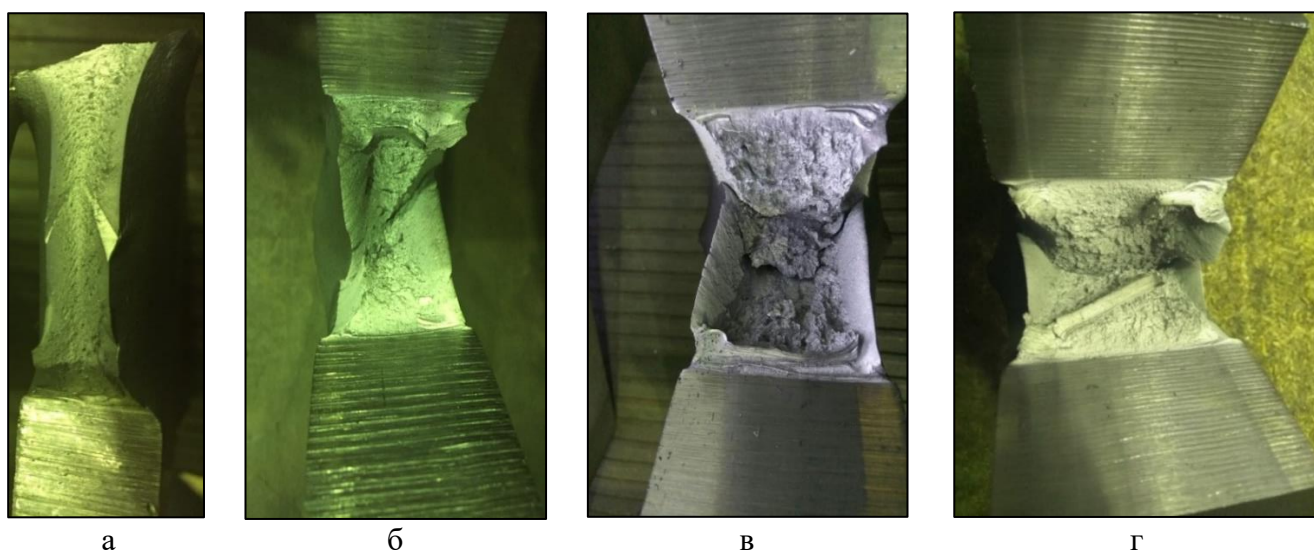


Рисунок 7.1 – Вид изломов полнотолщинных проб от листового проката из низколегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355 (а, г) и 420-460 (б, в) толщиной 20 (а), 40 (б), 60 (в) и 80 (г) мм. Количество вязкой составляющей в изломах – 100 %

**Характеристики хладостойкости и трещиностойкости листового проката из разработанных сталей.** Исследование хладостойкости листового проката из разработанных судостроительных сталей уровней прочности от 355 до 750 арктического применения производилась по результатам испытаний на ударный изгиб при понижении температуры испытаний от плюс 20 до минус 80°С и определения критических температур вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  и нулевой пластичности NDT.

Обобщенные результаты определения значений KV на образцах, вырезанных в поперечном направлении от поверхности (для листов толщиной 20-50 мм) и из середины по сечению (для листов толщиной 50 мм) листового проката из низко- и экономнолегированных сталей с индексом «Arc», при различных температурах испытаний представлены на Рисунке Д.1 (Приложение Д). Полученный стабильно высокий уровень работы удара для сталей с гарантированным пределом текучести 355-690 МПа в соответствии с требованиями ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС (не менее 50 Дж для сталей уровней прочности 355-390 и не менее 80 Дж для сталей уровней прочности 420-690) вплоть до температуры минус 80 °С свидетельствует о повышенной хладостойкости разработанных сталей, обеспечивающей максимальную категорию F в соответствии с общепринятой классификацией судостроительных сталей. При температуре испытаний минус 60 °С для сталей данных уровней прочности значения работы удара существенно превосходят требования и составляют не менее 150 Дж, Рисунок Д.1 а-к. Для наиболее прочной стали с гарантированным пределом текучести 750 МПа значения работы удара не менее 80 Дж обеспечиваются при температурах до минус 40 °С, что позволяет присвоить ей категорию E, Рисунок Д.1 л-м.

В Таблице 7.2 представлены значения критических температур  $T_{кб}$  и NDT для листового проката из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких сталей, а также проведена оценка температурной принадлежности к сталям с индексом «Arc».

Таблица 7.2 – Характеристики хладостойкости листового проката из разработанных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc» уровней прочности 355...750

| Уровень прочности | Технология | Толщина листа, мм | Температура $T_{кб}$ , °С | Температура NDT, °С | Принадлежность к «Arc» по значениям $T_{кб}$ и NDT |
|-------------------|------------|-------------------|---------------------------|---------------------|--|
| 355-390           | ТМО+УО     | 50                | -15                       | -65                 | <b>Arc40</b>                                       |
| 420               |            | 25                | -75                       | -90                 | <b>Arc70</b>                                       |
|                   |            | 50                | -35                       | -80                 | <b>Arc60</b>                                       |
| 460               |            | 25                | -65                       | -75                 | <b>Arc60</b>                                       |
|                   |            | 50                | -17                       | -70                 | <b>Arc40</b>                                       |
| 500               |            | ЗПН+О             | 35                        | -38                 | -100   |
|                   | 50         |                   | -25                       | -65                 | <b>Arc40</b>                                       |
|                   | 50         |                   | -40                       | -65                 | <b>Arc40</b>                                       |
|                   | 50         |                   | -55                       | -75                 | <b>Arc50</b>                                       |
| 620               | 20         |                   | -70                       | -85                 | <b>Arc70</b>                                       |
|                   | 35         |                   | -75                       | -70                 | <b>Arc50</b>                                       |
|                   | 50         |                   | -55                       | -75                 | <b>Arc50</b>                                       |
| 690               | 20         |                   | -83                       | -85                 | <b>Arc70</b>                                       |
|                   | 50         |                   | -47                       | -105                | <b>Arc70</b>                                       |
|                   | 50         |                   | -72                       | -95                 | <b>Arc70</b>                                       |
| 750               | 25         |                   | -60                       | -80                 | <b>Arc60</b>                                       |
|                   | 40         |                   | -55                       | -75                 | <b>Arc50</b>                                       |

Решение по значению температуры материала  $T_D$ , которая пишется рядом с индексом «Агс», принимается в соответствии с требованиями «Правил...» РМРС по совокупности результатов испытаний на работоспособность. По согласованию с РМРС допускается назначение температуры  $T_D$  на основании определения одной или двух из трех критических температур  $T_{кб}$ , DWTT и NDT и результатов испытаний на трещиностойкость с оценкой критического раскрытия вершины трещины CTOD. В отечественной судостроительной практике принято проводить испытания с определением двух температур – вязко-хрупкого перехода  $T_{кб}$  и нулевой пластичности NDT.

По совокупности полученных значений критических температур  $T_{кб}$  и NDT в соответствии с Таблицей 7.2 листовой прокат из разработанных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355...750 удовлетворяет требованиям к стали с индексами от «Агс40» до «Агс70».

В Таблице 7.3 представлены значения критического раскрытия вершины трещины CTOD листового проката из разработанных хладостойких сталей с индексом «Агс» с гарантированным пределом текучести от 355 до 750 МПа, а также проведена оценка температурной принадлежности к сталям с индексом «Агс» с учетом всех трех характеристик работоспособности – критических температур  $T_{кб}$  и NDT и параметра трещиностойкости CTOD при низких температурах.

Листовой прокат из низколегированных хладостойких сталей уровней прочности 355-460 МПа после ТМО+УО по параметру трещиностойкости CTOD при температурах испытаний от минус 40 до минус 60 °С существенно превышает (в 4 и более раз) требования «Правил...» РМРС для сталей с индексами «Агс40»-«Агс60», а также зарубежные требования DNV GL (не менее 0,20 мм при существенно более высокой температуре испытаний минус 10°С). Значения CTOD<sub>0м</sub> по их средним значениям составляют для листов толщиной 25 мм – 0,62...1,30 мм, для листов толщиной 50 мм - 1,05...2,70 мм.

Для листового проката толщиной 50 мм из экономнолегированной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа после ЗПН+О также продемонстрирован высокий уровень трещиностойкости при температуре испытаний минус 50 °С (среднее значение 1,5 мм), соответствующая стали с индексом «Агс50».

Для листового проката толщиной 50 мм из экономнолегированных сталей уровней прочности 620-690 при температурах испытаний минус 40...минус 50 °С (стали с индексами «Агс40»-«Агс50») значения критического раскрытия вершины трещины CTOD составляют 0,53...0,68 мм, что превышает требования ~ в 2 раза.

Для листового проката толщиной 25-40 мм из экономнолегированной стали с пределом текучести не менее 750 МПа средние значения CTOD при температуре испытаний минус 40°С составляют 0,15...0,16 мм, при полностью вязком разрушении в изломе образцов, что позволяет присвоить данной стали индекс «Агс40».

По совокупности всех трех характеристик работоспособности листовой прокат из разработанных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355...750 удовлетворяет требованиям к стали с индексами «Агс40»-«Агс50», Таблица 7.3.



Таблица 7.3 – Значения критического раскрытия вершины трещины CTOD для листового проката из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc»

| Марка стали        | Толщина листового проката, мм | Температура испытания, °C | CTOD <sup>OM</sup> , мм |      |      |              | Среднее значение CTOD <sup>OM</sup> , мм | Требования «Правил...» РМРС   | Температурная принадлежность к «Arc» |  |
|--------------------|-------------------------------|---------------------------|-------------------------|------|------|--------------|--|---|--------------------------------------|--|
|                    |                               |                           |                         |      |      |              |  |   | по температуре испытаний на CTOD     | по совокупности 3 видов испытаний на работоспособность |
| F355Arc<br>F390Arc | 25                            | -40                       | 0,98                    | 1,19 | 1,13 | -            | <b>1,10</b>                              | <i>Не менее 0,15</i>  | <b>Arc60</b>                         | <b>Arc40</b>   |
|                    |                               | -50                       | 0,84                    | 0,20 | 1,28 | -            | <b>0,77</b>                              |   |                                      |  |
|                    |                               | -60                       | 0,98                    | 1,17 | 0,94 | -            | <b>1,03</b>                              |   |                                      |  |
|                    | 25                            | -40                       | 1,19                    | 1,21 | 1,18 | -            | <b>1,19</b>                              |   | <b>Arc60</b>                         |  |
|                    |                               | -60                       | 0,78                    | 1,06 | 1,22 | 1,04         | <b>1,22</b>                              |   |                                      |  |
|                    | 50                            | -40                       | 2,00                    | 2,28 | 2,17 | 2,26         | <b>2,18</b>                              |   | <i>Не менее 0,20</i>                 |  |
|                    |                               | -50                       | 0,35                    | 1,86 | 1,76 | -            | <b>1,32</b>                              |   |                                      |  |
|                    | 50                            | -40                       | 0,88                    | 3,00 | 2,46 | 2,65         | <b>2,70</b>                              | <b>Arc50</b>  |                                      |  |
|                    |                               | -50                       | 0,35                    | 0,47 | 2,03 | 1,85         | <b>1,18</b>                              |   |                                      |  |
|                    | 50                            | -40                       | 1,60                    | 1,62 | 1,61 | -            | <b>1,61</b>                              | <b>Arc60</b>  |                                      |  |
| -50                |                               | 0,76                      | 1,62                    | 1,26 | -    | <b>1,21</b>  |  |   |                                      |  |
| 50                 | -60                           | 1,48                      | 1,43                    | 1,00 | -    | <b>1,30</b>  |  |   |                                      |  |
|                    |                               |                           |                         |      |      |              |  |   |                                      |  |
| S355G10+M          | 20                            | -50                       | 1,13                    | 1,04 | 1,12 | 0,95         | <b>1,06</b>                              | <b>Arc50</b>  | -                                    |  |
| F420Arc            | 25                            | -50                       | 0,67                    | 1,15 | -    | -            | <b>0,91</b>                              | <i>Не менее 0,15</i>  | <b>Arc70</b>                         | <b>Arc40</b>   |
|                    |                               | -60                       | 1,19                    | 0,37 | 0,29 | -            | <b>0,62</b>                              |   |                                      |  |
|                    |                               | -70                       | 0,52                    | 0,11 | 1,05 | -            | <b>0,56</b>                              |   |                                      |  |
| F460Arc            | 25                            | -40                       | 0,21                    | 1,94 | 1,29 | -            | <b>1,15</b>                              | <i>Не менее 0,20</i>  | <b>Arc40</b>                         | <b>Arc40</b>   |
|                    |                               | -40                       | 1,59                    | 1,55 | 0,75 | -            | <b>1,30</b>                              |   |                                      |  |
|                    |                               | -60                       | 0,58                    | 0,18 | 1,47 | -            | <b>0,74</b>                              |   |                                      |  |
| F460Arc            | 50                            | -40                       | 1,63                    | 0,14 | 1,66 | -            | <b>1,14</b>                              | <i>Не менее 0,25</i>  | <b>Arc70</b>                         | <b>Arc40</b>   |
|                    |                               | -40                       | 1,52                    | 1,12 | 0,51 | 1,70         | <b>1,05</b>                              |   |                                      |  |
| S420G2/S460G2+M    | 40                            | -50                       | 0,40                    | 1,23 | 1,98 | -            | <b>1,20</b>                              | <b>Arc40</b>  | -                                    |  |
| F500Arc            | 50                            | -60                       | 1,72                    | 1,68 | 1,12 | -            | <b>1,50</b>                              | <b>Arc50</b>  | <b>Arc50</b>                         |  |
| F620Arc            | 50                            | -40                       | 0,74                    | 0,68 | 0,64 | -            | <b>0,68</b>                              | <b>Arc40</b>  | <b>Arc40</b>                         |  |
| F690Arc            | 50                            | -40                       | 0,62                    | 0,58 | 0,66 | -            | <b>0,62</b>                              | <i>Не менее 0,30</i>  | <b>Arc50</b>                         | <b>Arc50</b>   |
|                    |                               | -50                       | 0,68                    | 0,66 | 0,64 | -            | <b>0,66</b>                              |   |                                      |  |
| E750Arc            | 25                            | -40                       | 0,56                    | 0,51 | 0,52 | -            | <b>0,53</b>                              | <i>Не менее 0,30<br/>либо полностью<br/>вязкое разрушение<br/>в изломе образцов</i> | <b>Arc40</b>                         | <b>Arc40</b>   |
|                    |                               | -40                       | 0,16                    | 0,15 | 0,18 | -            | <b>0,16*</b>                             |   |                                      |  |
|                    | -60                           | 0,12                      | 0,17                    | 0,15 | -    | <b>0,15*</b> |  |   |                                      |  |
|                    | 50                            | -40                       | 0,15                    | 0,15 | 0,15 | -            | <b>0,15*</b>                             |   |                                      |  |
| -50                |                               | 0,16                      | 0,13                    | 0,20 | -    | <b>0,16*</b> |  |   |                                      |  |

Примечание: \*Демонстрируется полностью вязкое поведение материала вплоть до момента плавного снижения нагрузки.

**Коррозионная стойкость листового проката.** Оценка склонности листового проката из разработанных низколегированных (толщиной 50 мм) и экономнолегированных (толщиной 40 мм) хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс» к коррозионному растрескиванию в морской воде и коррозионно-механическим повреждениям производилась по результатам трех видов испытаний.

При испытаниях образцов на определение склонности к коррозионному растрескиванию методом медленного одноосного растяжения характеристики пластичности образцов на воздухе и в коррозионной среде - 3,5% NaCl, имитирующей воздействие морской воды, отличаются друг от друга незначительно, Таблица 7.4. Кривые на диаграммах растяжения, представленных на Рисунке Д.2 (Приложение Д), при испытаниях на воздухе и в коррозионной среде практически совпадают. Все образцы разрушились вязко, с утяжкой, трещины на рабочей поверхности отсутствуют, что подтверждает отсутствие склонности разработанных сталей к коррозионному растрескиванию.

Таблица 7.4 - Характеристики пластичности разработанных хладостойких сталей с индексом «Агс» после коррозионных испытаний методом медленного одноосного растяжения

| Уровень прочности | Испытательная среда | $\delta$ , % | $\Psi$ , % | $\delta_{\text{сред.}}/\delta_{\text{возд.}}$ | $\Psi_{\text{сред.}}/\Psi_{\text{возд.}}$ |
|-------------------|---------------------|--------------|------------|---|---|
| 355-390           | Воздух              | 19,6-19,8    | 80,6-80,9  | -   | -   |
|                   | 3,5% NaCl           | 17,3-18,0    | 76,8-77,0  | 0,88-0,91                                     | 0,95                                      |
| 690-750           | Воздух              | 13,4         | 68,0       | -   | -   |
|                   | 3,5% NaCl           | 13,6         | 66,5       | 1,01  | 0,98                                      |

Определение склонности к коррозионному растрескиванию разработанных судостроительных сталей с индексом «Агс» методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой показали, что характер разрушения всех образцов вязкий, с выраженной утяжкой на боковых гранях. Результаты коррозионных испытаний оценивались по соотношению разрушающих напряжения в среде 3,5% раствора NaCl и на воздухе ( $\beta_{\sigma} = \sigma_{\text{сcc}}/\sigma_{\text{с}}$ ), которое должно превышать значение 0,85. Полученные значения для исследованных низколегированных сталей составляют  $\beta_{\sigma}=0,907-0,947$ , для экономнолегированных сталей -  $\beta_{\sigma}=0,996$ , что свидетельствует о высокой стойкости разработанных сталей к коррозионному растрескиванию под напряжением.

Результаты определения скорости и потенциала коррозии в искусственной морской воде (3,5% раствор NaCl) разработанных сталей с индексом «Агс» после испытаний при комнатной температуре (плюс 22 °С) и температуре, близкой к температуре замерзания морской воды (плюс 6 °С), представлены в таблице 7.5. Известно, что повышение температуры морской воды приводит к увеличению скорости коррозии. Изменение температуры испытаний от плюс 6 до плюс 22 °С для разработанных сталей привело к увеличению скорости общей коррозии в 1,3..1,5 раз. Средняя скорость общей коррозии в искусственной морской воде для листового проката из низколегированных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 355-460 составила 0,058...0,079 г/м<sup>2</sup>·ч (0,065...0,089 мм/год) и 0,044...0,051 г/м<sup>2</sup>·ч (0,050...0,058 мм/год), из

экономнолегированных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 690-750 - 0,072 г/м<sup>2</sup>·ч (0,082 мм/год) и 0,051 г/м<sup>2</sup>·ч (0,059 мм/год) при температурах плюс 22 и плюс 6 °С соответственно. Согласно имеющимся данным скорость коррозии судостроительных сталей в спокойной морской воде находится в пределах 0,05-0,13 мм/год. Полученные значения скорости общей коррозии соответствуют указанному интервалу.

Таблица 7.5 – Результаты определения скорости и потенциала коррозии разработанных судостроительных сталей с индексом «Агс» в искусственной морской воде (3,5% раствор NaCl)

| Уровень прочности, МПа | Температура испытаний, °С | Средняя скорость коррозии, г/м <sup>2</sup> ·ч | Скорость коррозии, мм/год     | Потенциал коррозии, В            |
|------------------------|---------------------------|--|-------------------------------|----------------------------------|
| 355-390                | 22                        | <u>0,072...0,087</u><br>0,079                  | <u>0,081...0,099</u><br>0,089 | <u>-0,427...-0,435</u><br>-0,432 |
|                        | 6                         | <u>0,045...0,056</u><br>0,051                  | <u>0,051...0,064</u><br>0,058 | <u>-0,441...-0,428</u><br>-0,435 |
| 420-460                | 22                        | <u>0,052...0,064</u><br>0,058                  | <u>0,059...0,072</u><br>0,065 | <u>-0,436...-0,446</u><br>-0,443 |
|                        | 6                         | <u>0,042...0,045</u><br>0,044                  | <u>0,048...0,051</u><br>0,050 | <u>-0,443...-0,451</u><br>-0,446 |
| 690-750                | 22                        | <u>0,060...0,084</u><br>0,072                  | <u>0,068...0,095</u><br>0,082 | <u>-0,421...-0,424</u><br>-0,422 |
|                        | 6                         | <u>0,047...0,056</u><br>0,051                  | <u>0,053...0,064</u><br>0,059 | <u>-0,422...-0,427</u><br>-0,424 |

Значения потенциала коррозии при длительной выдержке (в течении не менее 36 суток) в искусственной морской воде в ходе ускоренных электрохимических испытаний при температурах плюс 22 и плюс 6 °С, практически совпадают и соответствуют следующим средним значениям: -0,432...-0,446 для разработанных низколегированных сталей и -0,422...-0,424 для экономнолегированных сталей, Таблица 7.5.

Проведенный комплекс коррозионных испытаний позволяет признать разработанные хладостойкие судостроительные стали с индексом «Агс» не склонными к коррозионному растрескиванию в морской воде и отнести их к сталям с повышенной коррозионной стойкостью, применимыми для изготовления наиболее ответственных конструкций.

### **7.1.2. Листовой прокат из хладостойких судостроительных сталей, в том числе с индексом «Агс», производства ПАО «ММК»**

На листопркатном и термическом оборудовании ПАО «ММК» в соответствии с разработанными в рамках диссертационной работы прецизионными режимами ТМО+УО (для сталей уровней прочности 315-460) и З+О (для сталей уровней прочности 500-690) в период 2009-2023 гг. из непрерывнолитых слябов КП было изготовлено более 300 тысяч тонн листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей арктического применения, что подтверждено подписанным актом внедрения.

**Механические свойства и характеристики работоспособности листового проката.** В таблице 7.6 представлены стандартные механические свойства опытно-промышленных партий листового проката толщиной:

- до 50 мм из низколегированных сталей с пределом текучести не менее 355, 390, 420 и 460 МПа категорий D, E;

- до 60 мм из экономнолегированных сталей с пределом текучести не менее 500 МПа категорий D, E, F, Arc и не менее 620 МПа категорий D, E, F;

- до 30 мм из новой экономнолегированной стали с пределом текучести не менее 690 МПа и гарантированной работой удара до минус 100 °С.

Таблица 7.6 - Механические свойства листового проката толщиной до 60 мм из хладостойких низко- и экономнолегированных сталей по требованиям ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС, мин-макс / среднее

| Уровень прочности | Технология | Толщина листа, мм | R <sub>m</sub> , МПа    | R <sub>e</sub> , МПа  | A <sub>5</sub> , %   | KV <sup>-40*</sup><br>KV <sup>-60**</sup> , Дж |
|-------------------|------------|-------------------|-------------------------|-----------------------|----------------------|--|
| 315-390           | ТМО+УО     | 15-50             | <u>400-530</u><br>454   | <u>490-620</u><br>540 | <u>23-38</u><br>30   | <u>87-366*</u><br>264                          |
| 420-460           |            | 40-50             | <u>465-590</u><br>540   | <u>590-680</u><br>650 | <u>19-28</u><br>23   | <u>114-339*</u><br>265                         |
| 500               | 3+О        | 15-60             | <u>520-710</u><br>597   | <u>610-750</u><br>673 | <u>18-26</u><br>21   | <u>84-389**</u><br>272                         |
|                   | ЗПН+О      | 50                | <u>520-650</u><br>592,5 | <u>620-700</u><br>659 | <u>19,5-28</u><br>23 | <u>191-278**</u><br>226                        |
| 620               | 3+О        | 15-60             | <u>621-716</u><br>677   | <u>700-784</u><br>726 | <u>18-30</u><br>22   | <u>91-422*</u><br>275                          |
| 690               |            | 12-30             | <u>690-850</u><br>772   | <u>770-880</u><br>822 | <u>14-28</u><br>18   | <u>123-395**</u><br>261                        |

Примечание: Представлены обобщенные результаты испытаний на ударный изгиб для образцов, вырезанных из поверхности и середины по толщине листового проката.

В листовом прокате обеспечены высокие механические свойства, удовлетворяющие требованиям ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС и разработанной технической документации.

В листовом прокате толщиной до 50 мм уровней прочности 315-390 после ТМО+УО получен стабильный уровень прочностных и вязко-пластических свойств: значения временного сопротивления составляют 490...620 МПа, предела текучести – 400...530 МПа, относительного удлинения – 23...38 %. Средние значения KV<sup>-40</sup> и KVA<sup>-40</sup> составляют 264 и 210 Дж соответственно. Полученные значения температуры T<sub>к6</sub> для листов толщиной 40 мм – минус 20°С, 50 мм – плюс 2 °С, нулевой пластичности NDT для листов толщиной 20 мм - минус 65...минус 75 °С, 50 мм – минус 45...минус 50 °С, CTOD<sup>-40</sup> – не менее 0,20 мм. По совокупности требований это позволяет отнести исследованный листовой прокат толщиной до 50 мм к стали арктического применения категорий D, E с индексами «Arc20»-«Arc30».

Листовой прокат толщиной 40-50 мм уровней прочности 420-460 после ТМО+УО также обладает высоким сочетанием прочности и пластичности. Дополнительные испытания образцов от поверхности и середины по сечению листа толщиной 50 мм на ударный изгиб при пониженных температурах продемонстрировали сохранение высоких значений (не ниже 195

Дж) вплоть до температур испытаний минус 80 °С. Вид излома полнотолщинных технологических проб после испытаний полностью волокнистый, характеризуется отсутствием расслоений, что свидетельствует о требуемой степени изотропности ферритно-бейнитной структуры стали по сечению листового проката, и, как следствие, его высоком качестве. Значения критических температур  $T_{кб}$  и NDT для листового проката толщиной 40 мм составили минус 50 и минус 85 °С (удовлетворяя требованиям «Правил...» РМРС к стали с индексом «Агс60»), толщиной 50 мм – минус 20 °С и минус 75 °С (соответствуя стали с индексом «Агс40») соответственно. Однако при высоких показателях хладостойкости требуемые для сталей с индексом «Агс40» значения параметра трещиностойкости CTOD при температуре испытаний минус 40 °С обеспечиваются только до толщины проката 40 мм (при этом  $CTOD_{ср}$  находится ближе к нижнему пределу – 0,30 мм при требованиях не менее 0,25 мм), что связано с особенностями выбранного химического состава, унифицированного с трубной сталью класса прочности K65 (X80). Однако повышенная хладостойкость позволяет расширить область применения разработанных сталей уровней прочности 420-460 в арктических регионах [291].

В листовом прокате толщиной до 60 мм уровня прочности 500 с индексом «Агс» после З+О обеспечено получение стабильного уровня механических свойств, удовлетворяющих требованиям ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС: значения временного сопротивления составляют 610...750 МПа, предела текучести – 520...710 МПа, относительного удлинения – 18...26 %, относительного сужения в направлении толщины – 73...79 %,  $KV^{60}$  и  $KVA^{60}$  – 80...389 Дж при среднем значении 272 Дж, Таблица 7.6. Высокие значения (не менее 170 Дж)  $KV$ , Рисунок Д.3 а, б, и  $KVA$ , Рисунок Д.3 в, г (Приложение Д), сохраняются вплоть до температуры испытаний минус 80 °С как для образцов, вырезанных от поверхности, так и из середины по толщине листового проката толщиной 60 мм, а также в различных направлениях прокатки (поперечном, Рисунок Д.3 а, в, и продольном, Рисунок Д.3 б, г). Вид излома технологических проб после испытаний полностью волокнистый, плотный и характеризуется отсутствием расслоений, Рисунок 7.2 в.

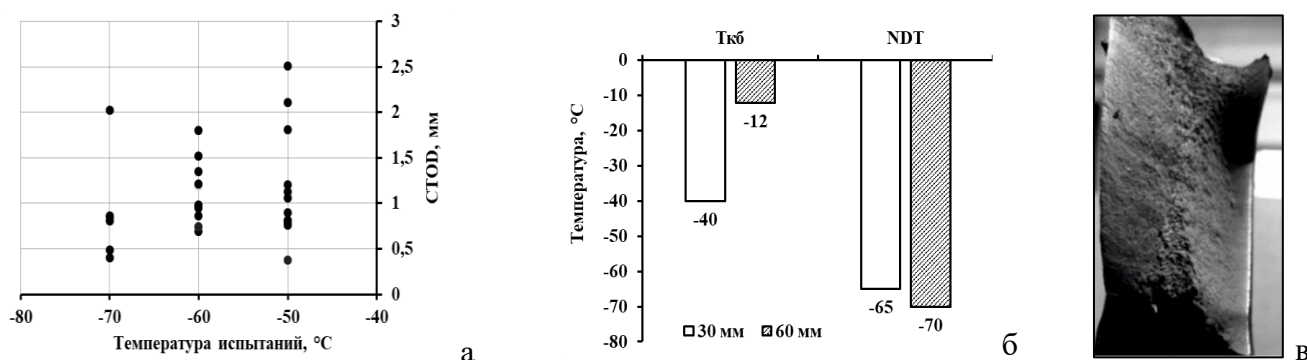


Рисунок 7.2 – Зависимости параметра трещиностойкости  $CTOD_{ом}$  от температуры испытаний (а). Значения критических температур  $T_{кб}$  и NDT для листового проката толщиной 30-60 мм из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали с индексом «Агс» уровня прочности 500 после З+О (б). Вид излома полнотолщинной пробы после испытаний (в)

Полученные значения критических температур  $T_{кб}$  – минус 40 и минус 12 °С, NDT – минус 65 и минус 70 °С соответственно для листов толщиной 30 и 60 мм удовлетворяют требованиям «Правил...» РМРС к стали с индексом «Агс40», Рисунок 7.2 б. Значения параметра

трещиностойкости CTOD существенно превышают требования ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС к стали с индексом «Arc40» и составляют при температуре испытаний минус 50 °С - 0,38...2,51 мм при  $CTOD_{cp}=1,19$  мм, при минус 60 °С - 0,69...1,52 мм при  $CTOD_{cp}=1,11$  мм и при минус 70 °С - 0,40-2,02 мм при  $CTOD_{cp}=0,89$  мм, Рисунок 7.2 а.

В листовом прокате толщиной 50 мм уровня прочности 500 с индексом «Arc» после ЗПН+О также обеспечено получение стабильного уровня стандартных механических свойств: значения временного сопротивления составляют 620...700 МПа, предела текучести – 520...650 МПа, относительного удлинения – 19,5...28 %, относительного сужения в направлении толщины - 65...76 %,  $KV^{-60}$  - 191...278 Дж и  $KVA^{-60}$  – 183...259 Дж. Полученные характеристики работоспособности в совокупности соответствуют стали с индексом «Arc40»:  $T_{кб}$  – минус 25...минус 40 °С, NDT – минус 65 °С,  $CTOD_{cp}$  при температуре испытаний минус 50°С - 0,53...1,20 мм при среднем значении 0,78 мм.

Для листового проката толщиной до 60 мм уровня прочности 620 после З+О значения временного сопротивления варьируются в пределах 700...784 МПа, предела текучести – 621...716 МПа, относительного удлинения – 18...30 %,  $KV^{-40}$ - 91...422 Дж при близком среднем значении 275 Дж, Таблица 7.6. При этом также не наблюдается существенного снижения значений KV (не ниже 146 Дж) при понижении температуры испытаний до минус 80°С, Рисунок 7.3 а. Вид излома полнотолщинных проб после испытаний полностью волокнистый без расслоений, Рисунок 7.3 б, в, что свидетельствует об изотропности мартенситно-бейнитной структуры по всему сечению листового проката толщиной 30 и 60 мм. Полученные значения температуры  $T_{кб}$  – минус 20...минус 25 °С для листов толщиной 60 мм соответствуют требованиям к стали с индексом «Arc50» [292].

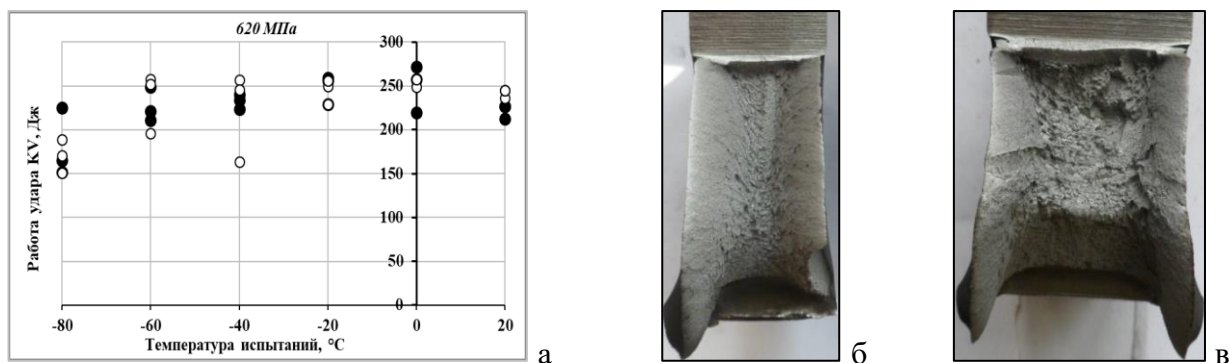


Рисунок 7.3 – Зависимость работы удара в середине по сечению от температуры испытания (а) и вид излома полнотолщинных проб (б – 30 мм, в – 60 мм) для листового проката из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали уровня прочности 620 толщиной 30 мм (черные точки) и 60 мм (белые точки)

Листовой прокат толщиной до 30 мм из экономнолегированной стали уровня прочности 690 после З+О обладает высокой прочностными и вязко-пластическими свойствами: значения временного сопротивления – 770...880 МПа, предела текучести – 690...850 МПа,  $KCV^{-70}$  - 123-395 Дж/см<sup>2</sup>, Таблица 7.6. Дополнительные испытания на растяжение при пониженных температурах в диапазоне от минус 20 до минус 100°С подтверждают его высокое качество и возможность применения для строительства сварных конструкций, работающих при низких температурах, рисунок 7.4 а. Вид излома полнотолщинных образцов полностью волокнистый



без расщеплений и шиферности, Рисунок 7.4 б, что подтверждает высокое сопротивление металла хрупким разрушениям.

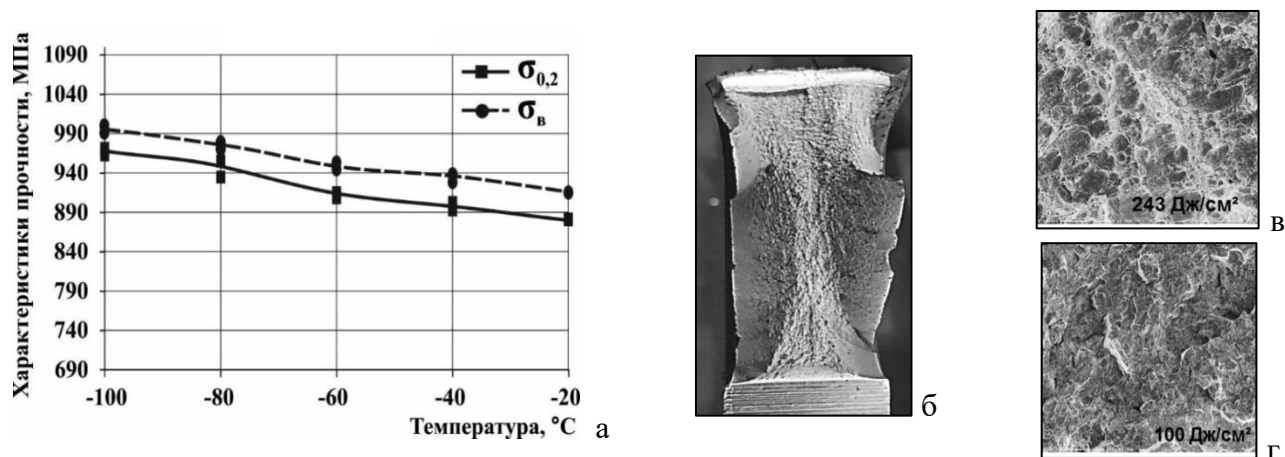


Рисунок 7.4 – Зависимости прочностных характеристик от температуры испытаний (а) для листового проката из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали уровня прочности 690. Вид излома полнотолщинной пробы от листа толщиной 30 мм (б). Характер разрушения образцов после испытаний на ударный изгиб при температурах минус 70 (в) и минус 100 (г) °C [287]

Высокие значения KCV и KCUA обеспечиваются вплоть до температуры испытаний минус 100 °C стабильны (не менее 100 Дж/см<sup>2</sup>) для образцов, вырезанных из различных мест по толщине листового проката и в различных направлениях прокатки, Рисунок 7.5. В изломах ударных образцов после испытаний при температуре минус 70 °C наблюдается преимущественно вязкое чашечное разрушение, Рисунок 7.4 в; при минус 100 °C разрушение приобретает хрупкий характер по типу скола и микроскола с участками вязкого зернограничного разрушения, которые и позволяют сохранить высокую хладостойкость, Рисунок 7.4 г.

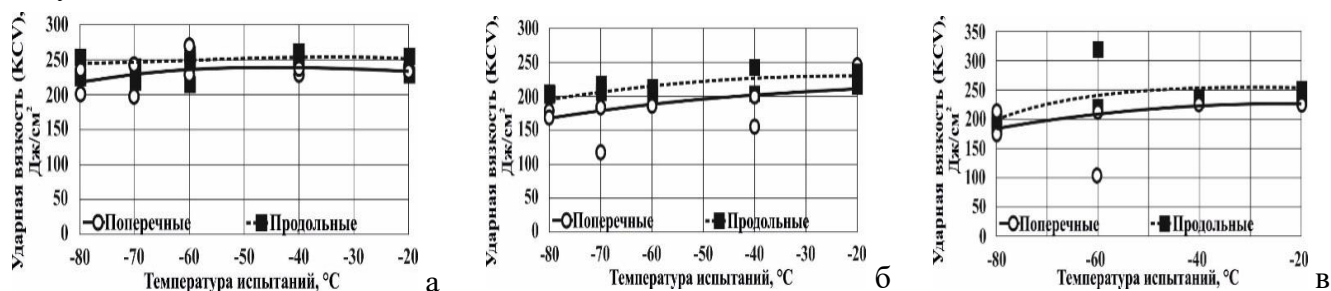


Рисунок 7.5 – Зависимости ударной вязкости (а, б), в том числе после механического старения (в) от температуры испытаний для образцов, вырезанных от поверхности (а, в) и из середины по сечению (б) листового проката толщиной 30 мм из экономнолегированной хладостойкой стали уровня прочности 690 в продольном и поперечном направлениях прокатки [287]

Таким образом, разработанные хладостойкие судостроительные стали арктического применения уровней прочности от 355 до 750 с индексом «Аргс» обладают уникальным сочетанием высоких прочностных, вязко-пластических свойств, сопротивления хрупкому разрушению, деформационной способности, гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах, а также коррозионной стойкости и коррозионно-механической прочности.

## **7.2. Оценка свариваемости листового проката из разработанных хладостойких судостроительных сталей для Арктики**

При строительстве крупногабаритных конструкций морской техники арктического применения основными видами сварки являются:

- ручная дуговая сварка штучными покрытыми плавящимися электродами;
- полуавтоматическая (механизированная) и автоматическая сварка плавящимся электродом стальной сплошной или порошковой сварочной проволокой малого диаметра 1,2 мм;
- автоматическая сварка под слоем флюса плавящимся электродом – стальной сварочной проволокой диаметрами 3-5 мм.

Оценку свариваемости листового проката из разработанных сталей для Арктики проводили на сварных соединениях, выполненных различными способами сварки. Комплекс испытаний на свариваемость включал определение прочности, достижение требуемого угла загиба, твердости ( $HV_5$ ), работы удара и критического раскрытия в вершине трещины  $CTOD_{ЗТВ}$  на различных участках зоны термического влияния (ЗТВ). Исследования структуры ЗТВ производили на 4-х участках, характерных для выбранных способов сварки:

- 1 - участок перегрева (крупного зерна) с максимальной температурой, значительно превышающей температуру рекристаллизации аустенита,
- 2 - участок полной перекристаллизации (мелкого зерна), на котором температура нагрева металла может изменяться от температуры рекристаллизации  $T_r$  до  $A_{c3}$ ,
- 3 - участок частичной перекристаллизации (межкритического интервала температур), на котором температура находится в диапазоне от  $A_{c3}$  до  $A_{c1}$ ,
- 4 - участок отпуска (докритического интервала) с температурой нагрева ниже  $A_{c1}$ .

### **7.2.1. Исследование структуры и свойств ЗТВ сварных соединений из низколегированных хладостойких сталей уровней прочности 355-460 после ТМО+УО**

#### **7.2.1.1. Влияние погонной энергии на механические свойства и структуру ЗТВ сварных соединений из низколегированных хладостойких сталей с индексом «Arc»**

Для исследований были выбраны сварные соединения листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 420-460 МПа с индексом «Arc», изготовленные с использованием следующих способов сварки:

- 1) механизированной сварки в защитных газах при низкой погонной энергии (0,8-1,0 кДж/мм, с низким уровнем тепловложения при сварке) с использованием порошковой проволоки диаметром 1,2 мм марки DW-62L (категории 5Y50H5);
- 2) автоматической сварки под флюсом при высокой погонной энергии (3,5 кДж/мм, с высоким уровнем тепловложения при сварке) с использованием сварочных материалов:

сварочной проволоки марки OE-S2 Ni2 диаметром 4 мм, агломерированного флюса OPO 121 TT (Oerlikon).

Подварка корня шва осуществлялась покрытыми электродами диаметром 4,0 мм марки TENACITO 38R (категории 5Y46H5).

Значения временного сопротивления как при высоком, так и при низком уровне тепловложения близок и составляет 585-590 МПа, что подтверждает равнопрочность сварного соединения с основным металлом (значения временного сопротивления для листового проката – 590...610 МПа). Требуемый угол загиба при испытаниях на изгиб с растяжением боковой и лицевой поверхности шва на угол 120 градусов на оправке диаметром, равном 4 толщинам образца, достигнут на всех образцах. Дефекты на растягиваемой поверхности отсутствуют, что говорит о высокой деформационной способности исследованных сварных соединений.

Максимальные значения твердости по Виккерсу для сварного соединения с высокой погонной энергией составляют по линии сплавления 236 HV<sub>5</sub>, по ЗТВ – 218 HV<sub>5</sub>. При сварке с низкой погонной энергией получена более высокая твердость, однако в пределах требований (не более 325 HV<sub>5</sub>): по линии сплавления (ЛС) – не более 299 HV<sub>5</sub>, по ЗТВ – не более 255 HV<sub>5</sub>.

Результаты определения значений работы удара KV<sup>-60</sup> на образцах с надрезом, выполненным в различных участках ЗТВ сварного соединения (по линии сплавления (ЛС), на расстоянии 2, 5 и 20 мм от ЛС) представлены в Таблице 7.7.

Таблица 7.6 - Значения работы удара на различных участках ЗТВ сварных соединений из низколегированной судостроительной стали уровней прочности 420-460 с индексом «Агс»

| Погонная энергия при сварке, кДж/мм | KV <sup>-60</sup> , Дж, мин-макс / среднее |                       |                       |                       |                       |
|-------------------------------------|--|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
|                                     | ЛС   | ЛС+2                  | ЛС+5                  | ЛС+20                 | ОМ                    |
| 0,8-1,0                             | <u>33-197</u><br>104                       | <u>216-250</u><br>235 | <u>287-295</u><br>291 | <u>283-298</u><br>293 | <u>304-318</u><br>312 |
| 3,5                                 | <u>44-145</u><br>94                        | <u>34-266</u><br>167  | <u>241-287</u><br>266 | >300                  |                       |

При двух уровнях тепловложения обеспечены высокие средние значения KV<sup>-60</sup>. Для образцов с надрезом вблизи ЛС (в крупнозернистой зоне), а также для образцов с надрезом ЛС+2 (на участке полной перекристаллизации) при высокой погонной энергии получены единичные снижения до 33-41 Дж, что допускается требованиями «Правил...» РМРС (не более 30 % от требуемого значения – не менее 46 Дж). В остальных случаях значения работы удара KV<sup>-60</sup> существенно превосходят требования.

На Рисунках 7.6 и 7.7 представлена структура различных участков ЗТВ сварных соединений из разработанной стали, выполненных при сварке с различным уровнем тепловложения. На участке перегрева, примыкающего к ЛС, структура ЗТВ сварного соединения, выполненного при погонной энергии 0,8-1,0 кДж/мм, состоит из пакетов РБ, сформированных из аустенита с величиной зерна 50-80 мкм, Рисунок 7.6 б, что позволяет обеспечить достаточно высокий уровень работы удара (33-197 Дж при среднем значении 104 Дж). Получение единичного неудовлетворительного значения 33 Дж может быть связано с попаданием надреза в область более крупных зерен размером 70-80 мкм. Повышение погонной

энергии до  $3,5 \text{ кДж/мм}$  привело к формированию более грубой крупнозернистой бейнитой структуры со сложным пакетно-речечным строением, образовавшейся из аустенитных зерен размером до  $100 \text{ мкм}$ , Рисунок 7.7 б. Это привело к некоторому понижению значений  $KV^{-60}$  до  $44-145 \text{ Дж}$  при среднем значении  $94 \text{ Дж}$ .

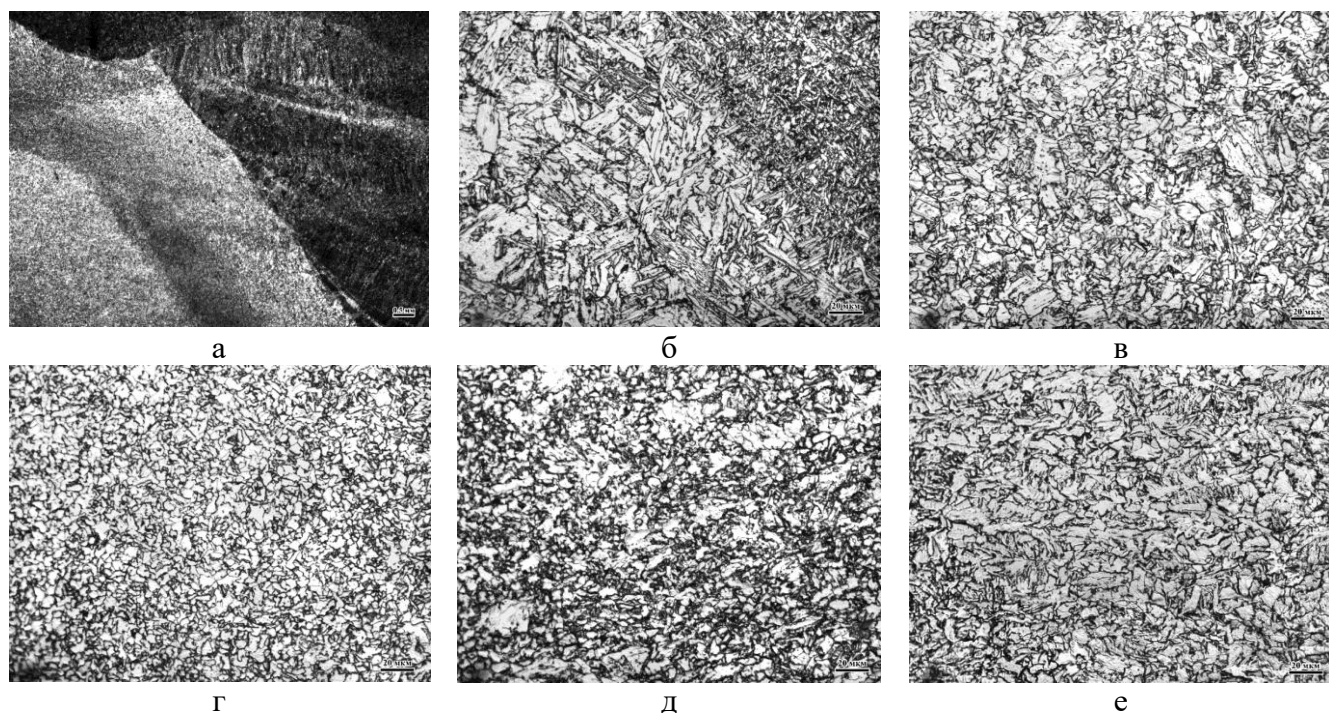


Рисунок 7.6 – Структура различных участков ЗТВ сварных соединений из стали с индексом «Агс» уровней прочности 420-460, выполненных при сварке с низкой погонной энергией: а – общий вид ЗТВ; б – крупнозернистый участок; в – участок полной перекристаллизации; г – участок частичной перекристаллизации; д – участок отпуска; е – основной металл

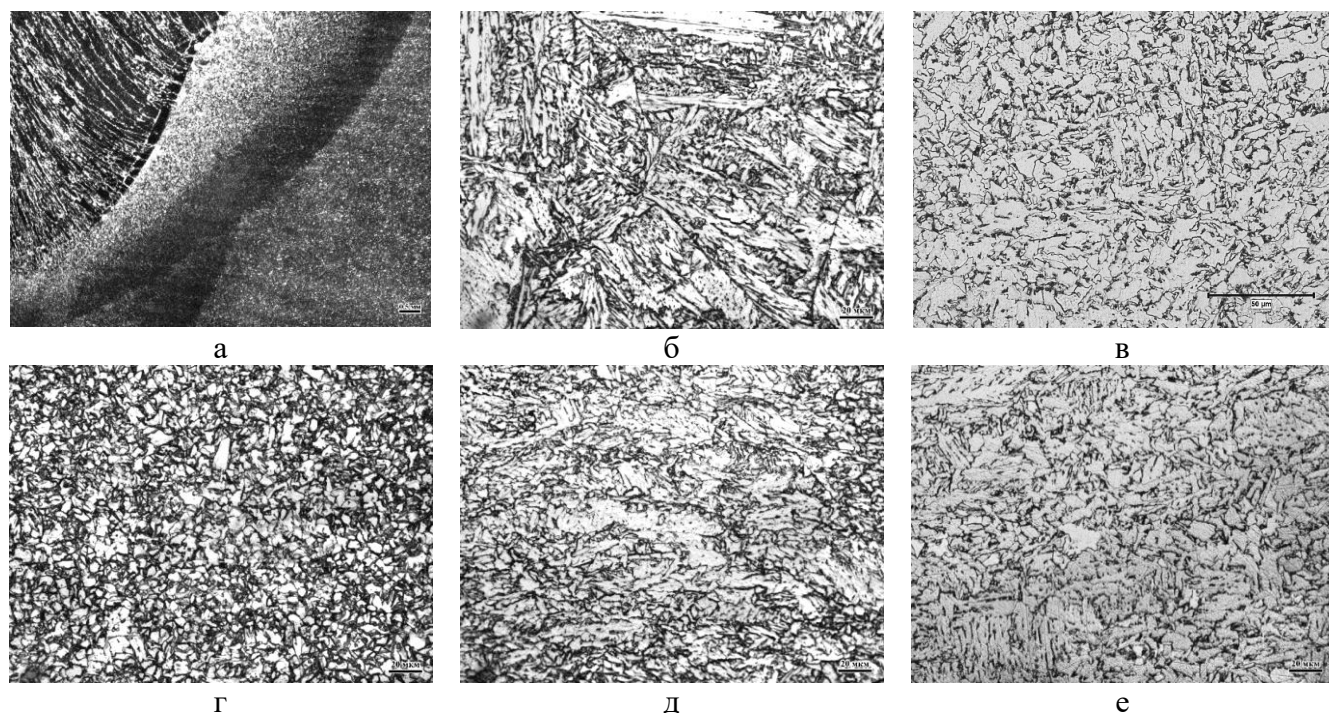


Рисунок 7.7 – Структура различных участков ЗТВ сварных соединений из стали с индексом «Агс» уровней прочности 420-460, выполненных при сварке с высокой погонной энергией: а – общий вид ЗТВ; б – крупнозернистый участок; в – участок полной перекристаллизации; г – участок частичной перекристаллизации; д – участок отпуска; е – основной металл

На втором участке ЗТВ структурные составляющие значительно измельчаются. При этом при низкой погонной энергии формируется ферритно-бейнитная структура с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии и долей КПФ до 15-20 %, Рисунок 7.6 в. Формирование такой структуры обеспечивает высокий уровень значений  $KV^{60} = 216...250$  Дж при среднем значении 235 Дж, Таблица 7.6. При высокой погонной энергии на участке полной перекристаллизации формируется бейнитная структура с бейнитом реечной и гранулярной морфологии, Рисунок 7.7 в. Формирование отдельных более крупных областей РБ привело к получению единичного неудовлетворительного значения  $KV^{60}=34$  Дж, Таблица 7.6. При этом в целом уровень работы удара высокий (среднее значение 167 Дж) за счет формирования достаточно однородной бейнитной структуры с областями РБ не более 25-30 мкм.

На участке неполной (частичной) перекристаллизации после нагрева в межкритический интервал температур, как при тепловложении при сварке 0,8-1,0 кДж/мм, так и 3,5 кДж/мм в ЗТВ формируется дисперсная ферритно-бейнитная структура с бейнитом гранулярной морфологии, Рисунки 7.6 г, 7.7 г. С повышением погонной энергии при сварке наблюдается некоторое укрупнение структурных составляющих, при этом максимальный размер ферритного зерна не превосходит 10 мкм, Рисунок 7.7 г.

На четвертом участке (отпуска) формируется ферритно-бейнитная структура, Рисунки 7.6 д, 7.7 д, близкая к основному металлу, Рисунки 7.6 е, 7.7 е. При низкой погонной энергии структура ЗТВ на данном участке более однородна и дисперсна, Рисунок 7.6 д, что и обеспечивает высокие значения  $KV^{60} = 287...295$  Дж. После сварки с высокой погонной энергией наблюдаются отдельные более крупные области (протяженностью не более 60 мкм) со следами прошедших процессов рекристаллизации  $\alpha$ -фазы бейнита по механизму «in-situ» («далеко зашедшей» динамической полигонизации [284]), сопровождающихся карбидообразованием по границам фрагментов в данных зернах, Рисунок 7.7 д. При этом на образцах с надрезом, выполненном на расстоянии 5 мм от ЛС (в пределах участка отпуска), получен также высокий уровень  $KV^{60} = 241...287$  Дж при среднем значении 266 Дж.

Результаты испытаний на трещиностойкость  $CTOD_{ЗТВ}$  сварного соединения, выполненного при высокой погонной энергии, показали удовлетворительные результаты при температуре испытаний минус 20 °С - 0,16...1,99 мм при среднем значении 1,19 мм, минус 40°С - 0,09...0,21 при среднем 0,16 мм (при требованиях не менее 0,15 мм с допускаемым значением на одном из трех испытываемых образцов – не менее 0,075 мм).

Для сравнения аналогичная картина наблюдается и для сварных соединений листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 355-390 МПа, выполненных автоматической сваркой при погонной энергии 1,5 кДж/мм в среде защитных газов M21 (80% Ar + 20% CO<sub>2</sub>) с использованием порошковой проволоки диаметром 1,2 мм марки 20HD (Fluxofil) и автоматической сваркой под флюсом марки ОР 121 ТТ при погонной энергии 5 кДж/мм под флюсом с использованием проволоки диаметром 4 мм марки ОЕ-SD3. В Таблице 7.7 представлены результаты определения значений  $KV^{40}$  на образцах с надрезом, выполненным в различных участках ЗТВ сварного соединения (по ЛС, а также на

расстоянии 2 и 5 и 20 мм от ЛС) и в 3-х положениях по толщине листа (на расстоянии 2 мм от каждой поверхности (П1, П2) и из середины по толщине).

Таблица 7.7 - Значения работы удара на различных участках ЗТВ сварных соединений из низколегированной хладостойкой судостроительной стали уровней прочности 355-390

| Место нанесения надреза            | Погонная энергия при сварке кДж/мм                                 |                       |                       |                       |                       |                       |
|------------------------------------|--|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
|                                    | 1,5  |                       |                       | 5,0                   |                       |                       |
|                                    | П1   | С                     | П2                    | П1                    | С                     | П2                    |
| ЛС                                 | <u>69-312</u><br>154   | <u>42-316</u><br>164  | <u>84-321</u><br>215  | <u>210-240</u><br>223 | <u>33-270</u><br>140  | <u>62-238</u><br>188  |
| ЛС+2                               | <u>236-277</u><br>252  | <u>110-283</u><br>206 | <u>228-272</u><br>250 | <u>82-252</u><br>203  | <u>57-246</u><br>180  | <u>54-334</u><br>246  |
| ЛС+5                               | <u>244-332</u><br>293  | <u>168-311</u><br>264 | <u>297-333</u><br>319 | <u>62-306</u><br>241  | <u>56-257</u><br>204  | <u>259-344</u><br>309 |
| ЛС+20                              | <u>302-342</u><br>319  | <u>202-294</u><br>243 | <u>287-346</u><br>321 | <u>197-319</u><br>259 | <u>184-328</u><br>266 | <u>253-321</u><br>297 |
| <b>Требования «Правил...» РМРС</b> | <b>Не менее 50 Дж (допускается снижение до 35 Дж на 1 образце)</b> |                       |                       |                       |                       |                       |

Следует отметить, что высокий уровень  $KV_{ЗТВ}^{-40}$  в ЗТВ получен как для сварного соединения, выполненного с погонной энергией 1,5 кДж/мм, так и 5,0 кДж/мм. Однако для сварного соединения, выполненного с меньшей погонной энергией, полученные значения работы удара в среднем выше и отличается большей стабильностью, особенно для образцов из середины по толщине, Рисунок 7.8 а. На рисунке 7.8 б продемонстрированы средние значения  $CTOD_{ЗТВ}$  при температуре испытаний минус 40 °С для образцов с надрезом на различных участках ЗТВ – крупнозернистом и на участках полной и частичной перекристаллизации, которые значительно понижаются с увеличением погонной энергии при сварке. Это свидетельствует о формировании более благоприятной структуры (как по размерным, так и морфологическим признакам) на наиболее опасных участках ЗТВ сварных соединений из низколегированных сталей при погонной энергии 1,5 кДж/мм за счет более интенсивного охлаждения.

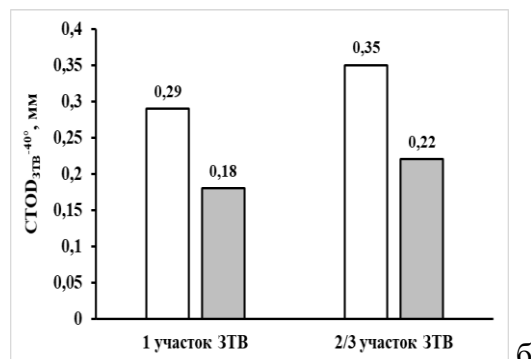
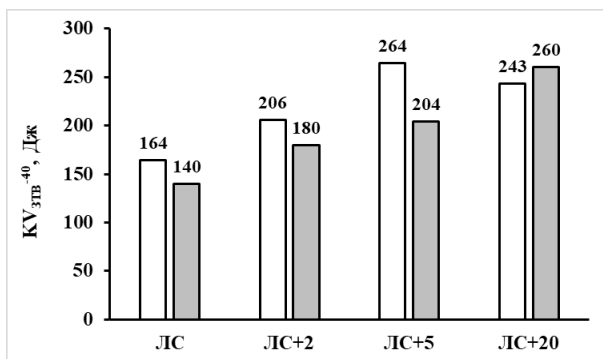


Рисунок 7.8 – Средние значений  $KV_{ЗТВ}^{-40}$  для образцов из середины по толщине (а) и  $CTOD_{ЗТВ}$  (б) в ЗТВ сварных соединений из низколегированной хладостойкой стали уровней прочности 355-390: белые столбики – погонная энергия при сварке 1,5 кДж/мм, серые столбики – погонная энергия при сварке 5,0 кДж/мм



### 7.2.1.2. Влияние послесварочной термической обработки на структуру и свойства ЗТВ сварных соединений из низколегированных хладостойких сталей

Для ряда сварных конструкций, в том числе изготавливаемых по требованиям «Правил...» РМРС и Ростехнадзора, а также при сертификации листового проката в состоянии после ТМО+УО, поставляемого по некоторым европейским стандартам (в частности, EN 10225), необходимо выполнять требования по обеспечению прочности, хладостойкости и трещиностойкости металла ЗТВ для образцов как в исходном состоянии (после сварки), так и после имитации послесварочной термической обработки для снятия остаточных сварочных напряжений (отпуска). Для низкоуглеродистых низколегированных сталей температура отпуска обычно находится в пределах 580...620 °С в течение 1...4 часов в зависимости от толщины листового проката.

Для проведения данных исследований были выбраны сварные соединения (в состоянии после сварки и после сварки с последующей термической обработкой для снятия послесварочных напряжений) листового проката толщиной 60 мм из низколегированной хладостойкой судостроительной стали (удовлетворяющей требованиям к сталям уровней прочности от 355 до 420), изготовленные с использованием автоматической дуговой многопроходной сварки под флюсом при высокой погонной энергии (3,5 кДж/мм) сварочной проволокой диаметром 4 мм марки S3Ni1Mo категории 5Y40M (производитель PITTARC) под агломерированным флюсом марки OPO 121 TT (OERLIKON). Подварка корня шва осуществлялась полуавтоматической сваркой с использованием указанной выше проволоки в первых 4-х проходах. Термическую обработку проводили в электрической муфельной печи Nabertherm LH120/13. Режим термической обработки сварных соединений предусматривал: загрузку в холодную печь, нагрев до температуры 600 °С со скоростью 90 °С/ч, выдержку в течение 4 часов при данной температуре, далее - охлаждение на воздухе.

Значения временного сопротивления образцов, разрушившихся по основному металлу, в состоянии после сварки составляют 550-575 МПа, после послесварочной термической обработки - 580-595 МПа, что свидетельствует о некотором упрочнении основного металла при отпуске за счет процессов карбидообразования. Дефектов, вызванных послесварочным отпуском, в сварных соединениях не наблюдалось, что свидетельствует об отсутствии условий для реализации явлений ползучести, подробно исследованных в работе [284]. Значения твердости по Виккерсу в ЗТВ сварных соединений составляют 222...278 HV<sub>10</sub> при среднем значении 237 HV<sub>10</sub>. Последующий отпуск способствует значительному понижению твердости на 30-40 HV<sub>10</sub>, составляя 190...240 HV<sub>10</sub> при среднем значении 220 HV<sub>10</sub>.

В Таблице 7.8 представлены результаты определения KV<sup>-40</sup> на образцах с надрезом, выполненным в различных участках ЗТВ сварного соединения (по ЛС, а также на расстоянии 2 и 5 мм от ЛС) и в 3-х положениях по толщине листа (П1, П2 – вблизи 2-х поверхностей, С – середина по толщине). На Рисунках 7.9 и 7.10 представлена микроструктура различных участков ЗТВ сварных соединений из исследованной стали в состоянии после сварки и послесварочной термической обработки соответственно.

Таблица 7.8 - Значения работы удара на различных участках ЗТВ сварных соединений из низколегированной хладостойкой судостроительной стали в состоянии после сварки и послесварочной термической обработки

| Место нанесения надреза            | В состоянии после сварки   |                       |                       | В состоянии после отпуска со снятием напряжений |                       |                       |
|------------------------------------|--|-----------------------|-----------------------|---|-----------------------|-----------------------|
|                                    | П1   | С                     | П2                    | П1  | С                     | П2                    |
| ЛС                                 | $\frac{57-226}{119}$   | $\frac{38-216}{141}$  | $\frac{39-302}{185}$  | $\frac{234-312}{271}$                           | $\frac{170-310}{223}$ | $\frac{210-225}{220}$ |
| ЛС+2                               | $\frac{142-318}{212}$  | $\frac{240-305}{271}$ | $\frac{258-312}{287}$ | $\frac{261-306}{290}$                           | $\frac{176-305}{258}$ | $\frac{121-324}{255}$ |
| ЛС+5                               | $\frac{326-342}{333}$  | $\frac{287-301}{296}$ | $\frac{323-353}{335}$ | $\frac{248-341}{305}$                           | $\frac{242-262}{254}$ | $\frac{278-350}{324}$ |
| <b>Требования «Правил...» РМРС</b> | <b>Не менее 50 Дж (допускается снижение до 35 Дж на 1 образце)</b> |                       |                       |   |                       |                       |
| ОМ                                 | $\frac{321-342}{328}$ - вблизи поверхности                         |                       |                       | $\frac{213-309}{259}$ – в середине по толщине   |                       |                       |

Структура крупнозернистого участка в состоянии после сварки представляет собой преимущественно области РБ со сложным пакетно-блочным строением, Рисунок 7.9 а, б, сформированными в пределах БАЗ размером до 120 мкм. Кроме РБ наблюдаются области бейнита со сложным «корзиночным плетением» [284], а также бескарбидным бейнитом (БКБ) и небольшой долей бейнита гранулярной морфологии. Это привело к снижению единичных значений KV<sup>-40</sup> до 38-57 Дж и, как следствие, средних значений KV<sup>-40</sup> до 119-185 Дж, Таблица 7.8.

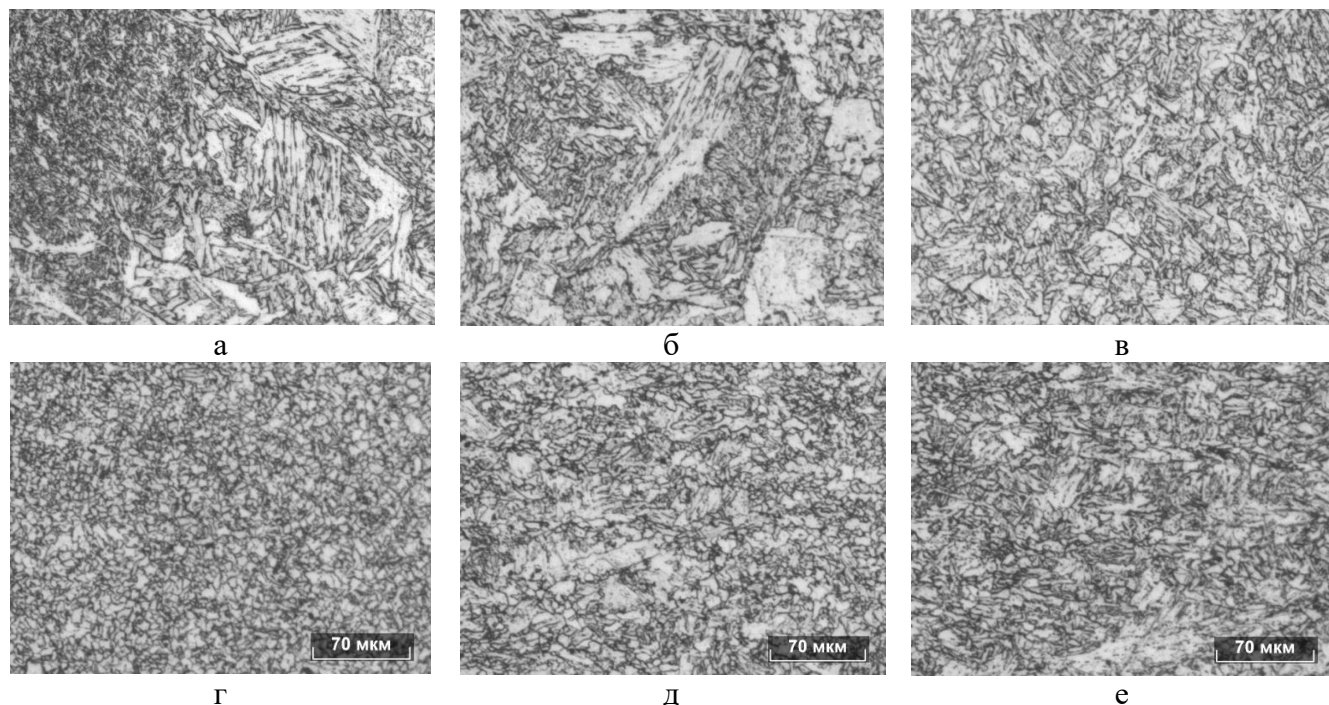


Рисунок 7.9 – Структура различных участков ЗТВ сварных соединений из хладостойкой стали уровней прочности 355-420 в состоянии после сварки: а – ЛС; б – крупнозернистый участок; в – участок полной перекристаллизации; г – участок частичной перекристаллизации; д – участок отпуска; е – основной металл

Последующий отпуск при температуре 600 °С в течение 4 часов приводит к частичному нарушению реечной морфологии бейнита в крупнозернистой зоне. В структуре данного участка ЗТВ наблюдаются области  $\alpha$ -фазы неправильной формы с извилистыми границами и пониженной плотностью дислокаций, Рисунок 7.10 а, б. Такие структурные изменения способствуют снижению значений твердости от 222...278 до 190...240 HV<sub>10</sub> и существенному повышению значений KV<sup>-40</sup> до 170-312 Дж при средних значениях KV<sup>-40</sup> по толщине сварного соединения 220...271 Дж, Таблица 7.8.

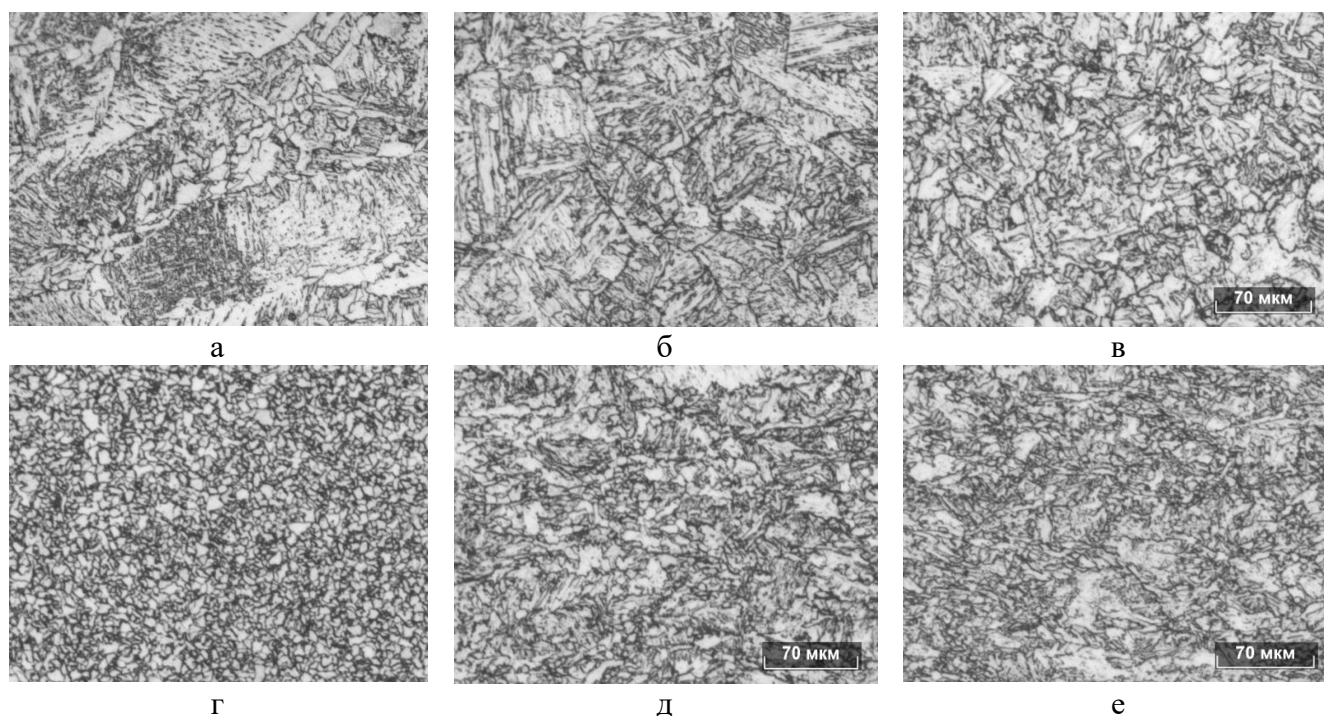


Рисунок 7.10 – Структура различных участков ЗТВ сварных соединений из хладостойкой стали уровней прочности 355-420 в состоянии послесварочной термической обработки: а – ЛС; б – крупнозернистый участок; в – участок полной перекристаллизации; г – участок частичной перекристаллизации; д – участок отпуска; е – основной металл

На участке полной перекристаллизации как в состоянии после сварки, так и последующей термической обработки формируется однородная бейнитная структура с бейнитом преимущественного гранулярной морфологии. Однако непосредственно после сварки наблюдаются единичные области РБ размером не более 35 мкм, Рисунок 7.9 в, после отпуска - реечная составляющая в структуре отсутствует, Рисунок 7.10 в, что не оказывает существенного влияния на средний уровень значений KV<sup>-40</sup> (257 Дж – в состоянии после сварки, 268 Дж – после термической обработки), Таблица 7.8.

На участке частичной перекристаллизации ЗТВ структура в обоих состояниях представляет собой мелкодисперсную ферритно-карбидную смесь, Рисунки 7.9 г, 7.10 г.

На участке отпуска формируется ферритно-бейнитная структура, Рисунки 7.9 д, 7.10 д, идентичная основному металлу, Рисунки 7.9 е, 7.10 е, с близким уровнем значений KV<sup>-40</sup>. После термической обработки наблюдаются единичные светлые протяженные (длиной до 70 мкм) области  $\alpha$ -фазы с низкой плотностью дислокаций, образовавшиеся, вероятно, в результате

развития рекристаллизации по типу «in-situ». Небольшое снижение среднего значения  $KV^{-40}$  с 296 Дж (после сварки) до 254 Дж (после отпуска) для образцов, вырезанных из середины по толщине сварного соединения, может быть связано с выделением карбидов по границам зерен.

Обобщая полученные данные по определению средних значений  $KV^{-40}$  (по всей толщине исследованных сварных соединений) и значений параметра трещиностойкости  $CTOD_{ЗТВ}$  при температуре минус 40 °С следует отметить, что после сварки показан высокий уровень  $KV^{-40}$  на образцах с надрезом как по ЛС (среднее значение - 148 Дж), так и на расстоянии 2 и 5 мм от нее (259 и 321 Дж - для ЛС+2 мм и ЛС+5 мм соответственно). Послесварочный отпуск при температуре 600 °С в течение 4-х часов способствует повышению среднего значения  $KV^{-40}$  для образцов с надрезом по ЛС на 90 Дж (до 238 Дж), при этом значения  $KV^{-40}$  для образцов с надрезом на расстоянии ЛС+2 мм и ЛС+5 мм практически не изменяется, Рисунок 7.11 а.

Полученные значения критического раскрытия вершины трещины  $CTOD_{ЗТВ}$  на образцах с надрезом на участке полной перекристаллизации (2 участок) и на границе участков межкритического интервала температур и отпуска (3/4 участки) свидетельствуют о высокой трещиностойкости при температуре испытаний минус 40 °С металла ЗТВ как в состоянии после сварки, так и после послесварочной термической обработки, Рисунок 7.11 б. Однако после проведения послесварочного отпуска наблюдается снижение значений  $CTOD$  в ЗТВ:

- на 2 участке - от 0,93...1,36 мм при среднем значении 1,14 мм (после сварки) до 0,54...1,04 мм при среднем значении 0,76 мм (после отпуска),

- на 3/4 участках - от 0,23...2,70 мм при среднем значении 1,80 мм (после сварки) до 0,29...3,28 мм при среднем значении 1,42 мм (после отпуска),

что может быть связано с более интенсивным карбидообразованием по границам зерен, рисунок 7.10 в, д, о котором свидетельствует повышенная травимость границ.

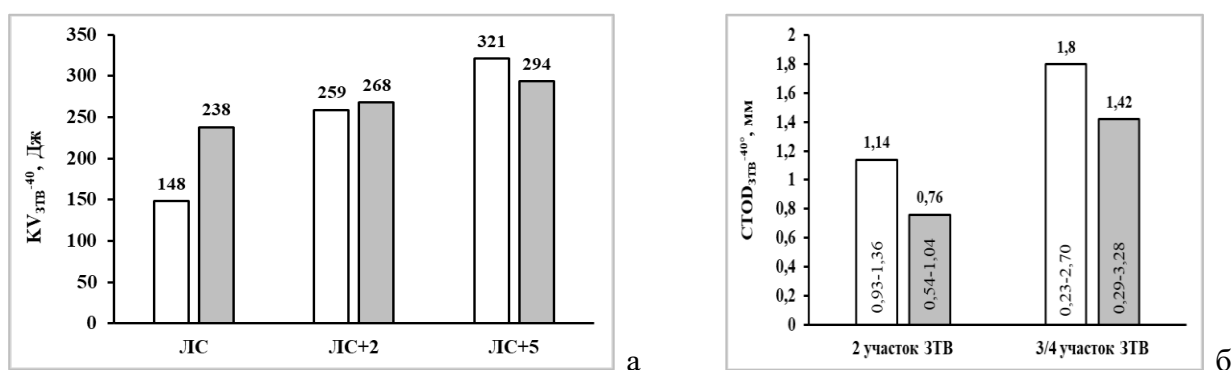


Рисунок 7.11 – Средние значений  $KV_{ЗТВ}^{-40}$  (а) и  $CTOD_{ЗТВ}$  (б) в ЗТВ сварных соединений из низколегированной хладостойкой стали уровней прочности 355-420: белые столбики – в состоянии после сварки, серые столбики – после послесварочного отпуска

Отпуск сварных соединений является процессом изменения напряжений, протекающим в соответствии с законами теории ползучести, и он близок к самопроизвольному изменению уровня напряжений при постоянных деформациях, то есть к их релаксации. При отпуске высокие термические растягивающие напряжения, возникающие вследствие неравномерного распределения температур в толсто- или разностенных элементах сложных сварных

конструкций, если они складываются с остаточными сварочными напряжениями, могут приводить к образованию трещин в зоне их концентраторов. Источником деформации, которая может вызывать образование трещин при термической обработке сварных соединений, является релаксация внутренних сварочных напряжений и напряжений, вызванных объемными изменениями в результате структурных превращений при сварке и термической обработке.

В работе [293] показано, что после проведения послесварочного отпуска сварных изделий из высокопрочных хромоникельмедьмолибденовых сталей наблюдались случаи образования трещин в ЗТВ или непосредственно вдоль ЛС, вызванные деформацией ползучести. Вопросам совместного воздействия температуры нагрева и деформации при имитации послесварочного отпуска, позволяющей оценить влияние остаточных сварочных напряжений в сварных соединениях из низколегированных сталей, не было уделено достаточного внимания. В этой связи важно иметь представления об изменении структуры наиболее опасных участков ЗТВ и основного металла под влиянием нагрузки, имитирующей релаксацию остаточных напряжений в сварном соединении, и одновременном воздействии температуры при высоком отпуске.

### 7.2.1.3. Исследование совместного воздействия температуры и деформации на деформационную способность наиболее опасных участков ЗТВ сварных соединений из низколегированных судостроительных сталей с индексом «Arc»

Для исследования совместного воздействия температуры и деформации и оценки деформационной способности металла исследовались образцы из низколегированной судостроительной стали с индексом «Arc» уровней прочности 355-390 (основной металл) в состоянии после ТМО+УО, а также образцы после моделирования термического воздействия на наиболее опасных участках ЗТВ. Для этого образцы подвергали высокотемпературной деформации с различными скоростями, согласно режимам, представленным в Таблице 7.9, на комплексе «GLEEBLE 3800». Методика данных исследований и основания для выбора скоростей деформации подробно изложены в работах [284].

Таблица 7.9 - Режимы термдеформационного нагружения образцов из низколегированной судостроительной стали с индексом «Arc» на комплексе «GLEEBLE 3800» [284]

|  | Скорость нагрева, °C/c | Температура нагрева, °C | Время выдержки, с | Скорость охлаждения до температуры 200 °C, °C/c | Скорость нагрева, °C/c      | Температура отпуска, °C | Время выдержки, мин | Скорость деформации до разрушения при температуре отпуска, с <sup>-1</sup> |
|--|------------------------|-------------------------|-------------------|---|-----------------------------|-------------------------|---------------------|--|
| Основной металл                          | -                      | -                       | -                 | -   | 10                          | 600 и 640               | 10                  | 3,3·10 <sup>-3</sup> (20%/мин)   |
|  |                        |                         |                   | 5,5·10 <sup>-6</sup> (2%/ч)                     |                             |                         |                     |  |
| Крупно-зернистый участок ЗТВ             | 100                    | 1350                    | 5                 | 100   |                             |                         |                     | 3,3·10 <sup>-3</sup> (20%/мин)   |
|  |                        |                         |                   | 5,5·10 <sup>-6</sup> (2%/ч)                     |                             |                         |                     |  |
| Участок частичной перекристаллизации ЗТВ | 100                    | 850                     | 5                 | 30  |                             |                         |                     | 3,3·10 <sup>-3</sup> (20%/мин)   |
|  |                        |                         |                   |   | 5,5·10 <sup>-6</sup> (2%/ч) |                         |                     |  |

*Исследование сопротивления основного металла и наиболее опасных участков ЗТВ сварных соединений замедленному разрушению и образованию трещин при сварке и послесварочном отпуске при имитационных испытаниях на растяжение.* На Рисунке 7.12 представлены диаграммы испытаний на растяжение при температурах 600 и 640 °С при различных скоростях деформирования 20 %/мин и 2%/ч образцов от основного металла, а также после имитации сварочного нагрева, характерного для участков крупного зерна и частичной перекристаллизации ЗТВ. Наиболее высокие значения максимальной нагрузки и низкие значения общего удлинения перед разрушением во всех случаях наблюдаются для крупнозернистого участка ЗТВ [284].

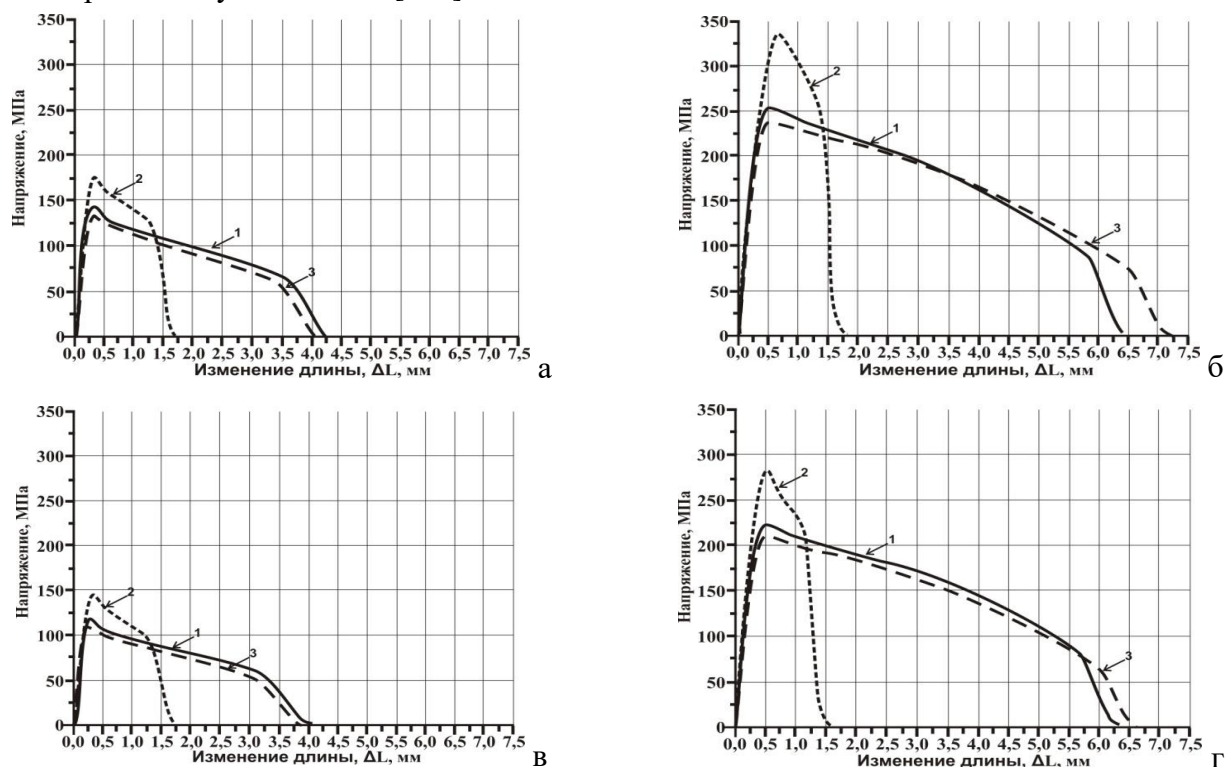


Рисунок 7.12 – Диаграммы испытаний на растяжение при температуре 600 °С (а, б) и 640 °С (в, г) при скоростях деформирования 2 %/ч (а, в) и 20 %/мин (б, г) образцов от основного металла (1), крупнозернистого участка (2) и участка частичной перекристаллизации (3) ЗТВ после имитации сварочного нагрева [284]

Испытания на растяжение при температуре 600 °С с низкой скоростью деформирования (2 %/ч) показывают, что значение максимальной нагрузки для основного металла составляет 140 МПа, для крупнозернистого участка - 180 МПа, для участка частичной перекристаллизации ЗТВ - 130 МПа, Рисунок 7.12, а. Общее удлинение перед разрушением при этом составляет ~4,25 мм для основного металла, ~ 1,75 мм для крупнозернистого участка ЗТВ, ~ 4,0 мм для участка частичной перекристаллизации ЗТВ. По мере увеличения скорости деформирования до 20 %/мин происходит повышение значений максимальной нагрузки основного металла, а также участков крупного зерна и частичной перекристаллизации ЗТВ в ~ 1,5-2 раза, и её значения составляют 250, 330 и 235 МПа соответственно. При этом общее удлинение перед разрушением для основного металла и участка частичной перекристаллизации ЗТВ возрастает до значений ~ 6,5 и ~ 7,25 мм соответственно. Для крупнозернистого участка ЗТВ величина общего удлинения



не изменяется, Рисунок 7.12 б. При повышении температуры испытаний до 640 °С (послесварочного отпуска), характер диаграмм деформирования не изменился. Однако максимальные выдерживаемые нагрузки снижаются по сравнению с испытаниями при температуре 600 °С, Рисунок 7.12 в, г. При этом величина общего удлинения перед разрушением для всех образцов практически не изменяется. Данные различия в деформационной способности при одновременном термическом воздействии (с варьированием температуры) и приложении нагрузки с различной скоростью деформирования при послесварочном отпуске обусловлены структурными особенностями основного металла и наиболее опасных участков ЗТВ [284].

*Исследование влияния одновременного воздействия температуры и деформации при послесварочном отпуске на структуру основного металла и наиболее опасных участков ЗТВ.* Совместное воздействие температуры и деформации приводит к изменению структуры за счет развития процессов динамического возврата и рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе, причем для основного металла и участка частичной перекристаллизации ЗТВ чем выше температура и скорость деформации, тем заметнее следы их протекания [284].

**Основной металл.** Отпуск при температуре 600 °С практически не изменяет исходную структуру стали, Рисунок 7.13 а. Повышение температуры отпуска до 640 °С приводит к формированию более крупных областей перепущенного бейнита размером до 25-30 мкм с пониженной плотностью дислокаций, что связано с протеканием начальных стадий рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе РБ, Рисунок 7.13 г [284].

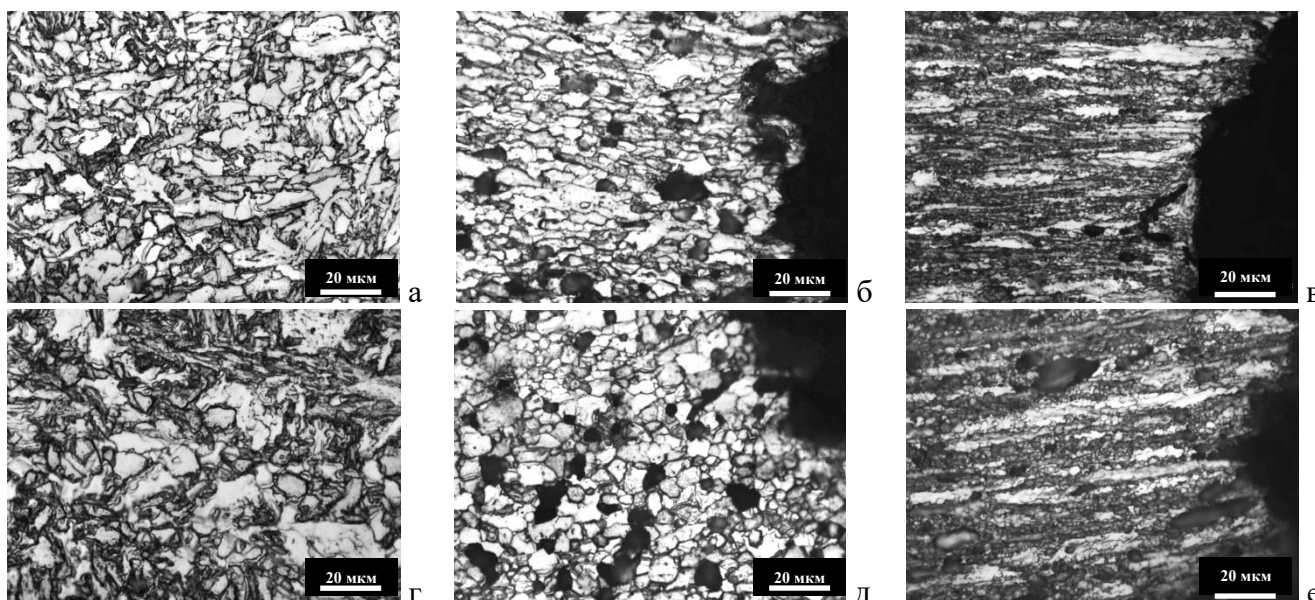


Рисунок 7.13 - Структура основного металла после имитации послесварочного отпуска при температурах 600 °С (а-в) и 640 °С (г-е) без деформации (а, г) и под воздействием деформации со скоростью 2 %/ч (б, д) и 20 %/мин (в, е) [284]

Под воздействием деформации со скоростью 2 %/ч при температуре 600 °С исходная ферритно-бейнитная структура с бейнитом различной морфологии превращается в дисперсную ферритно-карбидную смесь с зернами феррита размером 2-10 мкм, вытянутыми в направлении приложения нагрузки. Между зернами наблюдаются микронесплошности в виде пор, Рисунок

7.13 б. Повышение температуры деформации до 640 °С не приводит к существенным структурным изменениям, однако наблюдается увеличение количества микропор и их слияние, Рисунок 7.13 д [284].

При более высокой скорости деформирования (20 %/мин) при обеих температурах отпуска (600 и 640 °С) наблюдается интенсификация рекристаллизационных процессов, что способствует повышению деформационной способности стали (оцениваемой по росту величины общего удлинения на 2,25 мм): наряду с мелкими зернами размером 2-5 мкм, образовавшимися в результате динамической рекристаллизации [284], встречаются светлые протяженные (длиной до 60 мкм), вытянутые в направлении приложения нагрузки области  $\alpha$ -фазы с низкой плотностью дислокаций, образовавшиеся, вероятно, в результате развития рекристаллизации по типу «in-situ» («далеко зашедшей» динамической полигонизации). Преимущественно по границам вытянутых зерен обнаруживаются микроскопические несплошности, Рисунок 7.13 в, е, однако их количество существенно меньше, чем при скорости деформирования 2 %/ч, Рисунок 7.13 б, д [284].

Разрушение образцов основного металла после деформации при температуре как 600 °С, так и 640 °С происходит вязко преимущественно по телу зерен с формированием чашечного, Рисунок 7.14 а, или вырожденного чашечного рельефа, Рисунок 7.14 г [284].

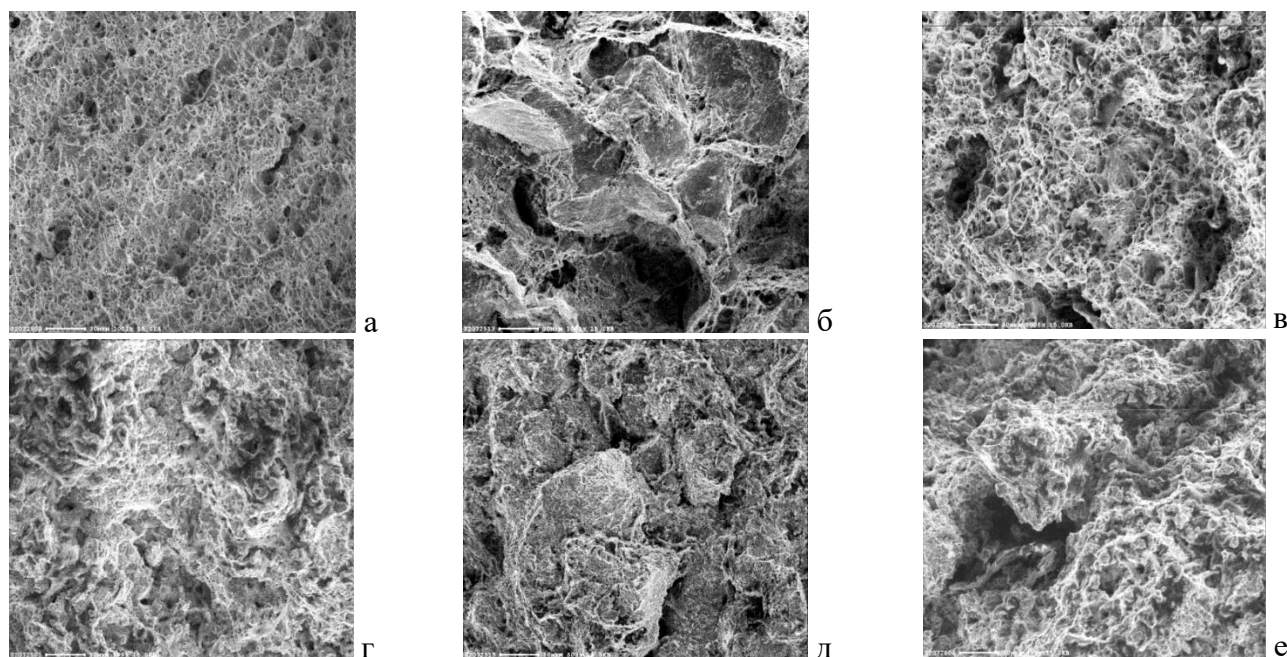


Рисунок 7.14 – Поверхность разрушения образцов основного металла (а, г), имитированных участков и крупного зерна (б, д) и частичной перекристаллизации (в, е) ЗТВ после деформации со скоростью 20 %/мин (а-в) и 2 %/ч (г-е) при температуре 600 °С (а, б, в, г, е) и 640 °С (д)<sup>1</sup>

**Крупнозернистый участок ЗТВ.** Структура образцов после имитации сварочного нагрева до температуры 1350 °С с послесварочным отпуском при температурах 600-640 °С без деформации представлена крупными областями отпущенного бейнита со сложным пакетно-

<sup>1</sup> Исследования выполнены совместно с к.т.н. Мотовилиной Г.Д.

речным строением и небольшим количеством мартенсита. Размер БАЗ варьируется от 60 до 120 мкм, размер отдельных зерен составляет 30-40 мкм, Рисунок 7.15 а, г. После отпуска при температуре 600 °С в структуре наблюдаются более светлые области  $\alpha$ -фазы неправильной формы с извилистыми границами и пониженной плотностью дислокаций. Внутри бейнитных областей карбиды располагаются в основном параллельно границам пакетов, Рисунок 7.16 а. При повышении температуры отпуска до 640 °С травимость границ и субграниц повышается вследствие более интенсивного выделения карбидной фазы по границам реек, пакетов и БАЗ. Внутри участков со сложным «корзиночным плетением» встречаются отдельные темнотравящиеся области с карбидными выделениями как вытянутой, так и округлой формы, Рисунок 7.15 г [284].

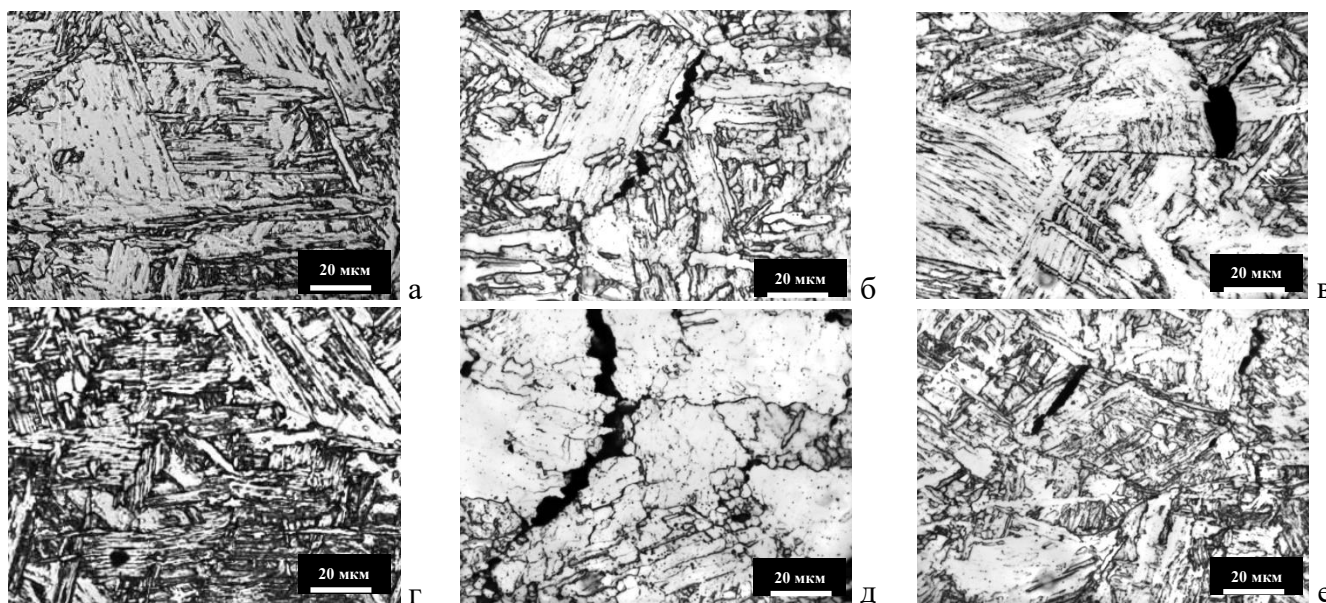


Рисунок 7.15 - Структура крупнозернистого участка ЗТВ после имитации послесварочного отпуска при температурах 600 °С (а-в) и 640 °С (г-е) без деформации (а, г) и под воздействием деформации со скоростью 2 %/ч (б, д) и 20 %/мин (в, е) [284]

Совместное воздействие температуры и деформации приводит к изменению структуры на этом участке за счет развития процесса динамического возврата в  $\alpha$ -фазе. Увеличение количества областей с утраченной ориентировкой сдвигового превращения в пределах БАЗ свидетельствует о протекании процесса рекристаллизации по механизму «in-situ» [284]. Наблюдаются также мелкие зерна  $\alpha$ -фазы округлой формы размером 2-5 мкм с низкой плотностью дислокаций, похожие на зародыши рекристаллизации.

Следует отметить, что при медленной скорости деформирования 2 %/ч, Рисунок 7.15 б, д, в крупнозернистой зоне начальные стадии рекристаллизационных процессов развиваются заметнее, чем при скорости деформирования 20 %/мин, Рисунок 7.15 в, е, в отличие от основного металла, в котором, наоборот, увеличение скорости деформирования способствует более интенсивному протеканию данных процессов. После деформации со скоростью 2 %/ч при температуре 640 °С в структуре стали наблюдаются крупные зерна  $\alpha$ -фазы с четкими границами и развитой субзеренной структурой, образовавшейся в результате динамической полигонизации при отпуске, с равномерно распределенной карбидной фазой цементитного типа, выделившейся

преимущественно по границам субзерен, Рисунок 7.15 д. Образование и коагуляция карбидных частиц являются характерными процессами, происходящими в металле при воздействии напряжений ползучести [284].

Исследования структуры и поверхности разрушения образцов после деформации со скоростью как 2 %/ч, так и 20 %/мин при температурах отпуска 600 и 640 °С показали, что в крупнозернистой зоне разрушение начинается на границах наиболее крупных зерен по механизму зернограничного проскальзывания, для которого характерно образование микротрещин в тройных стыках зерен [293; 284]. При температуре отпуска 600 °С и деформации с высокой скоростью 20 %/мин порядка 50 % общей исследованной площади излома занимает хрупкое зернограничное разрушение, Рисунок 7.14 б. Повышение температуры отпуска до 640 °С при снижении скорости деформирования до 2 %/ч, приводит к образованию преимущественно вязкого зернограничного излома, Рисунок 7.14 д.

**Участок частичной перекристаллизации ЗТВ.** Структура образцов после имитации сварочного нагрева до температуры 850 °С с послесварочным отпуском при температуре 600 °С без деформации представляет собой отпущенную дисперсную феррито-карбидную смесь и кристаллиты ГБ, Рисунок 7.16 а. При этом  $\alpha$ -фаза представлена мелкозернистым ферритом (встречаются более мелкие равноосные зерна размером 1-3 мкм и единичные более крупные зерна феррита размером 8-11 мкм) и бейнитным ферритом с высокой плотностью дислокаций (после травления – серые области, имеющие извилистые границы). Повышение температуры отпуска до 640 °С не вызывает существенных структурных изменений, Рисунок 7.16 г [284].

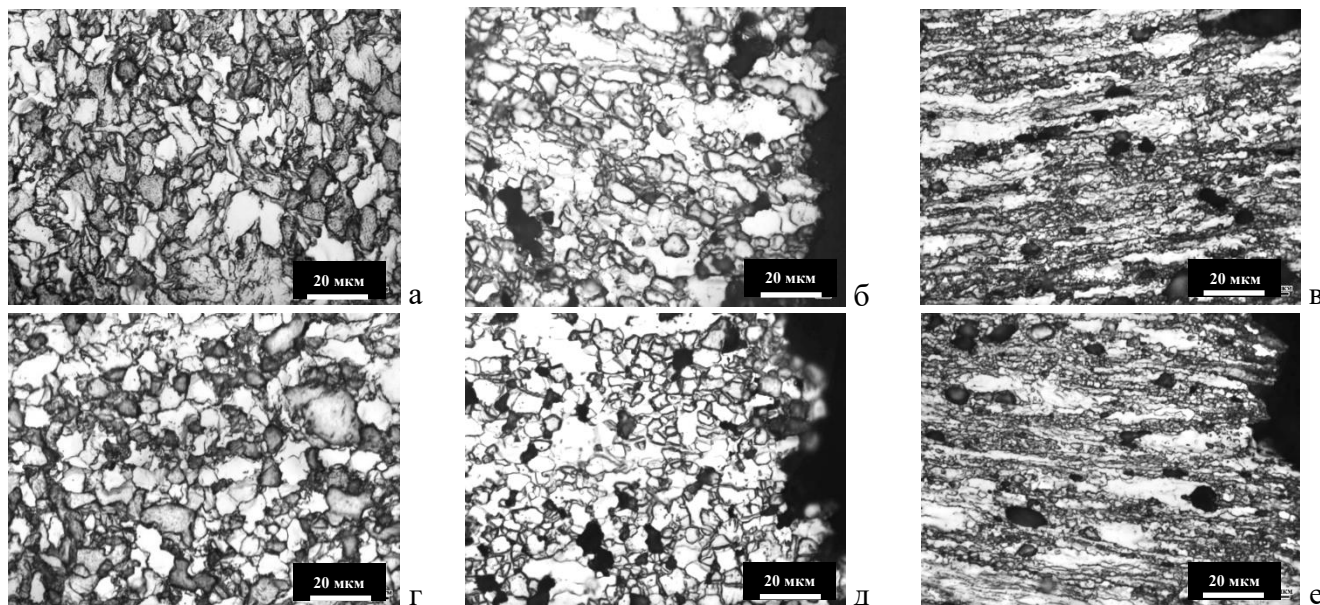


Рисунок 7.16 - Структура участка частичной перекристаллизации ЗТВ после имитации послесварочного отпуска при температурах 600 °С (а-в) и 640 °С (г-е) без деформации (а, г) и под воздействием деформации со скоростью 2 %/ч (б, д) и 20%/мин (в, е) [284]

Структура на данном участке ЗТВ после одновременного воздействия температуры отпуска (как 600 °С, так и 640 °С) и деформации со скоростью 2 %/ч близка к структуре основного металла при тех же термомеханических условиях, Рисунок 7.13 б, д, и представляет собой мелкодисперсную ферритно-карбидную смесь, Рисунок 7.16 б, д.



Интенсификация процессов динамического возврата на участке частичной перекристаллизации под воздействием пластической деформации с низкой скоростью приводят к образованию в основном ферритных зерен, вытянутых в направлении приложения нагрузки, со слабо развитой субструктурой, рисунок 7.17 а, в. Также в структуре наблюдаются единичные более крупные зерна  $\alpha$ -фазы длиной до 30 мкм, разбитые на фрагменты с разориентировками 5-15°, Рисунок 7.17 в, вероятно, образовавшиеся в результате рекристаллизации по типу «in-situ» в пределах бейнитных областей. Средний РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$  составляет 6,9 мкм. Между зернами, как и в основном металле, наблюдаются несплошности в виде микропор, количество которых увеличивается при повышении температуры отпуска до 640 °С [284].

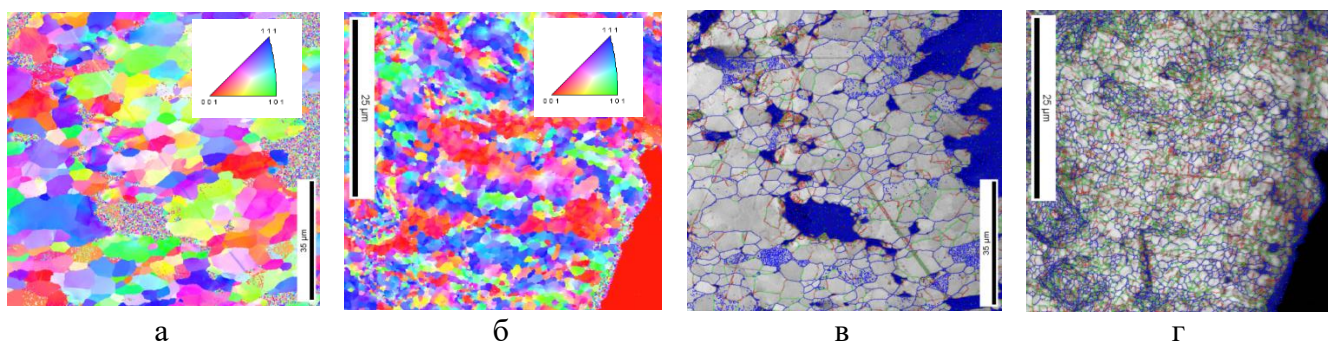


Рисунок 7.17 – EBSD-карты структуры участка частичной перекристаллизации образцов после деформации со скоростью 2 %/ч (а, в) и 20 %/мин (б, г) при температуре 600 °С вблизи зоны разрушения: а, б – ориентационные IPF-карты и обратные полюсная фигуры; в, г – карты структурных элементов с наложением границ согласно цветовой шкале (красные линии – 2...5°, зеленые – 5...15°, синие - 15° и более [284])

Повышение скорости деформирования до 20 %/мин при температуре как 600 °С, так и 640 °С приводит к развитию процесса динамической рекристаллизации, о чем свидетельствует наличие многочисленных мелких ферритных зерен, Рисунок 7.16 в, е, отчетливо различимых на ориентационной карте, Рисунок 7.17 б. Наряду с мелкими зернами размером 1-3 мкм встречаются светлые протяженные (длиной до 40 мкм), вытянутые в направлении приложения деформации области  $\alpha$ -фазы с единой ориентировкой, образовавшиеся в результате развития рекристаллизации по типу «in-situ», Рисунок 7.17 б. При этом карта структурных элементов, на которую наложены контуры границ с различными углами разориентировки  $\theta$  (2°, 5° и 15°), демонстрирует наличие развитой субзеренной структуры внутри таких зерен  $\alpha$ -фазы – большое количество границ с углами разориентировки менее 15°, выделенные зеленым и красным цветом, Рисунок 7.17 г. Средний РСЭ при  $\theta_i=5^\circ$  мельче ~ на 2 мкм по сравнению с образцом после воздействия деформации со скоростью 2 %/ч при температуре отпуска 600 °С и составляет 4,7 мкм [284].

Разрушение образцов после деформации со скоростью 20 %/мин при исследованных температурах отпуска происходит вязко преимущественно по телу зерен с формированием чашечного или вырожденного чашечного рельефа, Рисунок 7.14 в. При уменьшении скорости деформирования до 2%/ч в изломе образца появляются области вязкого зернограницного

разрушения, Рисунок 7.14 е, что приводит к снижению значений общего удлинения перед разрушением на 2,75-3,25 мм (в ~ 1,5-2 раза), Рисунок 7.12 [284].

Обобщая полученные результаты моделирования на комплексе «GLEEBLE 3800» напряженно-деформированного состояния сварных соединений из низколегированных сталей, подвергаемых послесварочному отпуску, ранее не проводимого в отличие от высокопрочных сталей (подробно исследованных в работах Пазиловой УА. [293]), установлено следующее.

1. Чем меньше степень развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе (динамического возврата и рекристаллизации, а также рекристаллизации по типу «in situ») и интенсивность процессов карбидообразования при одновременном воздействии температуры высокого отпуска и деформации, тем ниже деформационная способность стали (определяемая по значению общего удлинения при пластической деформации) [284].

2. Наиболее опасным участком ЗТВ является зона перегрева (крупнозернистый участок) с наименьшей деформационной способностью вне зависимости от скорости деформирования, что может быть связано с отсутствием протекания динамической рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе. Резкое снижение деформационной способности в крупнозернистой бейнитной структуре при воздействии температуры отпуска 600 и 640 °С с одновременным приложением деформации вызвано зернограничным проскальзыванием под действием остаточных напряжений с образованием трещин в тройных стыках зерен [284].

3. Максимальные значения общего удлинения перед разрушением получены для участка частичной перекристаллизации после деформации со скоростью 20 %/мин при температуре отпуска как 600 °С, так и 640 °С, когда в низколегированной стали формируется дисперсная ферритно-карбидная смесь со средним РСЭ при  $\theta_f=5^\circ$  - 4,7 мкм, где наряду с мелкими зернами феррита размером 1-3 мкм, образовавшимися в результате динамической рекристаллизации, наблюдаются вытянутые в направлении приложения деформации области  $\alpha$ -фазы (протяженностью до ~ 40 мкм), образовавшиеся вследствие развития рекристаллизации по механизму «in situ» [284].

4. С целью предотвращения снижения деформационной способности сварных соединений и растрескивания в области крупнозернистого участка ЗТВ необходимо исключить условия для протекания процессов пластического деформирования металла ЗТВ в ходе термического цикла высокого отпуска. Для этого необходимо предпринять технологические меры по обеспечению равномерности нагрева, выдержки и охлаждения сварных соединений, а также обеспечить отсутствие зон высокой концентрации напряжений [284].

Таким образом, проведенный комплекс исследований в пп. 7.2.1.2-7.2.1.3 показал, что отпуск при температуре 600 °С позволяет обеспечить высокие показатели хладостойкости и трещиностойкости ЗТВ. Это свидетельствует о возможности применения послесварочной термической обработки с учетом закономерностей, полученных при исследовании совместного воздействия температуры и деформации при высоком отпуске, которые требуют рационального выбора конструктивно-технологической формы сварных соединений и исключения условий для протекания процессов пластического деформирования металла ЗТВ в ходе термического цикла высокотемпературного отпуска [284].



## 7.2.2. Исследование структуры и свойств ЗТВ сварных соединений из экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 500...750 после ЗПН+О и З+О

### 7.2.2.1. Влияние погонной энергии на механические свойства и структуру ЗТВ сварных соединений из экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Arc»

Для исследований были выбраны сварные соединения листового проката толщиной 60 мм из экономнолегированной хромникельмедьмолибденовой стали уровня прочности 500 с индексом «Arc», изготовленные с использованием следующих способов сварки:

- механизированной сварки в защитных газах (марки С1 (100% CO<sub>2</sub>) при низкой погонной энергии (0,8-1,0 кДж/мм) с использованием порошковой проволоки диаметром 1,2 мм марки DW-62L категории 5Y50H5 (Kobelco);
- автоматической сварки под флюсом (марки ОРО 121 ТТ (Oerlikon) при высокой погонной энергии (3,5 кДж/мм) с использованием сварочных электродов диаметром 4 мм марки S3Ni1Mo (PITARC).

Значения временного сопротивления для образцов от сварных соединений, изготовленных как при уровне тепловложения 0,8-1,0 кДж/мм, так и 3,5 кДж/мм близки, составляя 620...625 и 618...628 МПа соответственно. Полученные значения твердости по Виккерсу в ЗТВ при различной погонной энергии также идентичны: 201...319 HV<sub>10</sub> для низкой погонной энергии и 214...304 HV<sub>10</sub> для высокой погонной энергии при сварке.

В таблице 7.10 представлены результаты определения значений работы удара при температуре испытаний минус 60 °С на образцах с надрезом, выполненным в различных участках ЗТВ сварного соединения - по ЛС, а также на расстоянии 2 и 5 и 20 мм от ЛС и в 3-х положениях по сечению листового проката.

Таблица 7.10 - Значения работы удара на различных участках ЗТВ сварного соединения из хладостойкой судостроительной стали уровня прочности 500 с индексом «Arc»

| Место нанесения<br>надреза             | Погонная энергия при сварке  |                       |                       |                       |                       |                       |
|--|--|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
|  | 0,8-1,0 кДж/мм   |                       |                       | 3,5 кДж/мм            |                       |                       |
|  | П1   | С                     | П2                    | П1                    | С                     | П2                    |
| ЛС                                     | <u>40-137</u><br>84  | <u>30-58</u><br>36    | <u>52-108</u><br>81   | <u>58-177</u><br>101  | <u>45-139</u><br>90   | <u>41-179</u><br>103  |
| ЛС+2                                   | <u>234-267</u><br>247  | <u>189-232</u><br>209 | <u>245-274</u><br>259 | <u>214-271</u><br>247 | <u>252-262</u><br>256 | <u>268-293</u><br>277 |
| ЛС+5                                   | <u>245-275</u><br>261  | <u>197-228</u><br>211 | <u>247-267</u><br>260 | <u>253-257</u><br>254 | <u>205-300</u><br>256 | <u>252-289</u><br>264 |
| ЛС+20                                  | <u>286-300</u><br>291  | <u>210-262</u><br>229 | <u>250-260</u><br>256 | <u>259-281</u><br>271 | <u>228-300</u><br>264 | 300                   |
| <b>Требования<br/>«Правил...» РМРС</b> | <b>Не менее 50 Дж (допускается снижение до 35 Дж на 1 образце)</b> |                       |                       |                       |                       |                       |

На рисунке 7.18 представлены обобщенные результаты по определению средних значений KV<sup>-60</sup> (по всему сечению исследованных сварных соединений) и CTOD<sub>ЗТВ</sub> при температурах испытаний минус 40 и минус 50 °С.

При низкой погонной энергии для образцов с надрезом по ЛС (фактически в крупнозернистой зоне) получены более низкие значения  $KV^{60}$  как на поверхности (40-137 Дж при среднем значении 90 Дж), так и в середине по толщине (30-58 Дж при среднем значении 36 Дж), по сравнению с высокой погонной энергией, когда соответствующие значения составляют 41-177 Дж при среднем значении 102 Дж и 45-139 Дж при среднем значении 83 Дж, Рисунок 7.18 а. Значения  $KV^{60}$  в ЗТВ на образцах с надрезом на расстоянии 2, 5 и 20 (фактически ОМ) мм от ЛС также более высокие при погонной энергии 3,5 кДж/мм, однако эта разница менее существенна (~ 15-20 Дж по средним значениям), Рисунок 7.18 б.

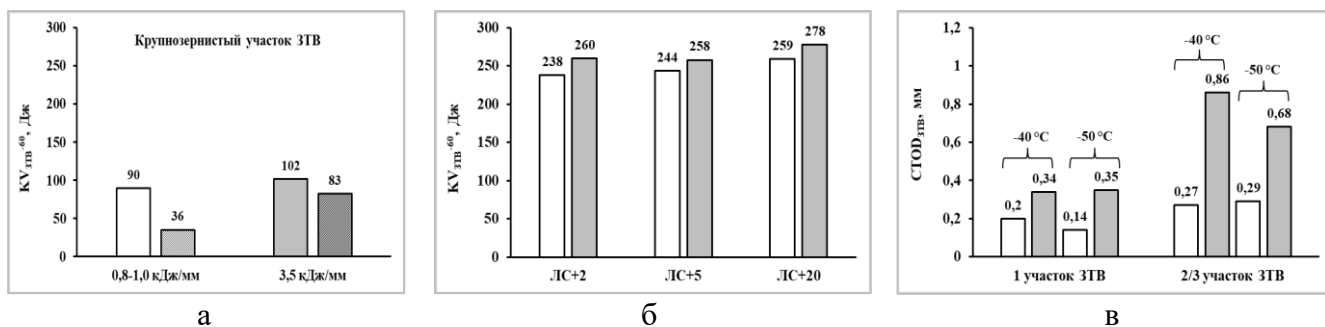


Рисунок 7.18 – Средние значения  $KV^{60}$  (а, б) и  $CTOD_{ЗТВ}$  (в) в ЗТВ сварных соединений из экономнолегированной судостроительной стали уровня прочности 500 с индексом «Арс»: белые столбики – погонная энергия 0,8-1,0 кДж/мм, серые столбики – 3,5 кДж/мм, без штриховки – образцы от поверхности, со штриховкой – из середины по толщине

Следует отметить, что для низколегированных сталей, наоборот, более высокий уровень работы удара достигнут при более низком тепловложении при сварке. Это связано с тем, что увеличение скорости охлаждения в низкоуглеродистой низколегированной стали способствует формированию более дисперсной бейнитной структуры на участках крупного зерна и полной перекристаллизации ЗТВ.

В свою очередь, в экономнолегированной стали хромникельмедьмолибденовой композиции легирования снижение скорости охлаждения при повышении погонной энергии от 0,8-1,0 до 3,5 кДж/мм обеспечивает в крупнозернистой зоне вместо бейнитно-мартенситной структуры со значительной долей РМ формирование преимущественно бейнитной структуры с более высоким уровнем работы удара.

Данными структурными особенностями объясняется и существенное повышение средних значений параметра трещиностойкости  $CTOD_{ЗТВ}$  при температурах испытаний минус 40...минус 50 °C при увеличении уровня тепловложения при сварке, Рисунок 7.18 в, как для образцов с надрезом в крупнозернистой зоне, так и на участках полной и частичной перекристаллизации ЗТВ.

#### 7.2.2.2. Исследование структуры и механических свойств ЗТВ сварных соединений из экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Арс» после ЗПН+О

Для исследования механических свойств и структуры ЗТВ использованы сварные соединения листового проката толщиной 35-40 мм из экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Арс» после ЗПН+О, изготовленных:

- механизированной сваркой в защитных газах при низкой погонной энергии (0,8-1,0 кДж/мм) с использованием порошковой проволоки диаметром 1,2 мм марки 48ПП-9Н для стали уровня прочности 500;

- ручной дуговой сварки неплавящимся электродами марки 48ХН-10 диаметром 4 мм для сталей уровней прочности 620 и 690;

- ручной аргонодуговой сварки неплавящимся электродами марки 48ХН-7 при погонной энергии 2,6 кДж/мм с присадкой проволоки марки Св-07ХНЗМД диаметром 3 мм с использованием газообразного аргона для стали уровня прочности 750.

Результаты испытаний на растяжение полнотолщинных образцов, разрушенных по основному металлу за пределами сварного шва, подтверждают равнопрочность всех исследованных сварных соединений к основному металлу, что свидетельствует об удовлетворительной свариваемости разработанных экономнолегированных сталей с индексом «Агс». Дефекты на растягиваемой поверхности при испытаниях на статический изгиб с растяжением боковой и лицевой поверхности шва на угол загиба 120° отсутствуют, что подтверждает их высокую деформационную способность при сварке.

В таблице 7.11 представлены значения работы удара KV<sup>-40</sup> и KV<sup>-60</sup> для наиболее опасных участков ЗТВ, а также твердости по Виккерсу HV<sub>10</sub>. Во всех разработанных сталях обеспечен требуемый уровень работы удары в ЗТВ. Значения твердости в ЗТВ повышаются с увеличением прочности стали, однако находятся в пределах требований – не более 350 HV<sub>10</sub>.

Таблица 7.11 - Значения работы удара и твердости на различных участках ЗТВ сварных соединений из экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 500-750 после ЗПН+О

| Уровень прочности | Толщина листа, мм | Температура испытаний, °С | KV, Дж, мин-макс / среднее |                       |                      | Требования*, Дж                     | HV <sub>10</sub>                    |         |
|-------------------|-------------------|---------------------------|----------------------------|-----------------------|----------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|---------|
|                   |                   |                           | ЛС                         | ЛС+2                  | ЛС+5                 |                                     |                                     |         |
| 500               | 35                | -40                       | <u>48-65</u><br>55         | <u>76-119</u><br>96   | -                    | <b>Не менее 50</b><br><b>(35**)</b> | 201-284                             |         |
|                   |                   | -60                       | <u>49-53</u><br>51         | <u>71-89</u><br>81    |                      |                                     |                                     |         |
| 620               |                   | -40                       | <u>76-88</u><br>82         | <u>160-198</u><br>182 |                      | -                                   | <b>Не менее 62</b><br><b>(43**)</b> | 255-347 |
|                   |                   | -60                       | <u>67-75</u><br>71         | <u>138-163</u><br>149 |                      |                                     |                                     |         |
| 690               |                   | -40                       | <u>73-88</u><br>81         | <u>180-202</u><br>191 |                      | -                                   | <b>Не менее 69</b><br><b>(48**)</b> | 312-347 |
|                   |                   | -60                       | <u>73-77</u><br>74         | <u>134-181</u><br>163 |                      |                                     |                                     |         |
| 750               | 40                | -40                       | <u>149-171</u><br>162      | <u>108-136</u><br>122 | <u>79-129</u><br>108 | <b>Не менее 60</b><br><b>(42**)</b> | -                                   |         |
|                   |                   | -60                       | <u>144-173</u><br>158      | <u>104-133</u><br>120 | <u>70-77</u><br>74   |                                     |                                     |         |

Примечание: \* Требования «Правил...» РМРС. \*\* Допускается снижение до значения, указанного в скобках, на 1 из 3-х испытанных образцов серии.

Для наиболее прочной экономнолегированной стали с гарантированным пределом текучести 750 МПа полученные значения  $CTOD_{ЗТВ}$  при температуре испытаний минус 40 °С

составляют 0,18...0,26 мм при среднем значении 0,22 мм по ближней зоне ЗТВ (с надрезом вблизи ЛС на участке перегрева) и 0,16...0,19 мм при среднем значении 0,18 мм по дальней зоне ЗТВ (с надрезом на участках частичной перекристаллизации и отпуска) при полностью вязком характере разрушения образцов. На Рисунке 7.19 представлена структура различных участков ЗТВ сварного соединения из судостроительной стали уровней прочности 690-750.

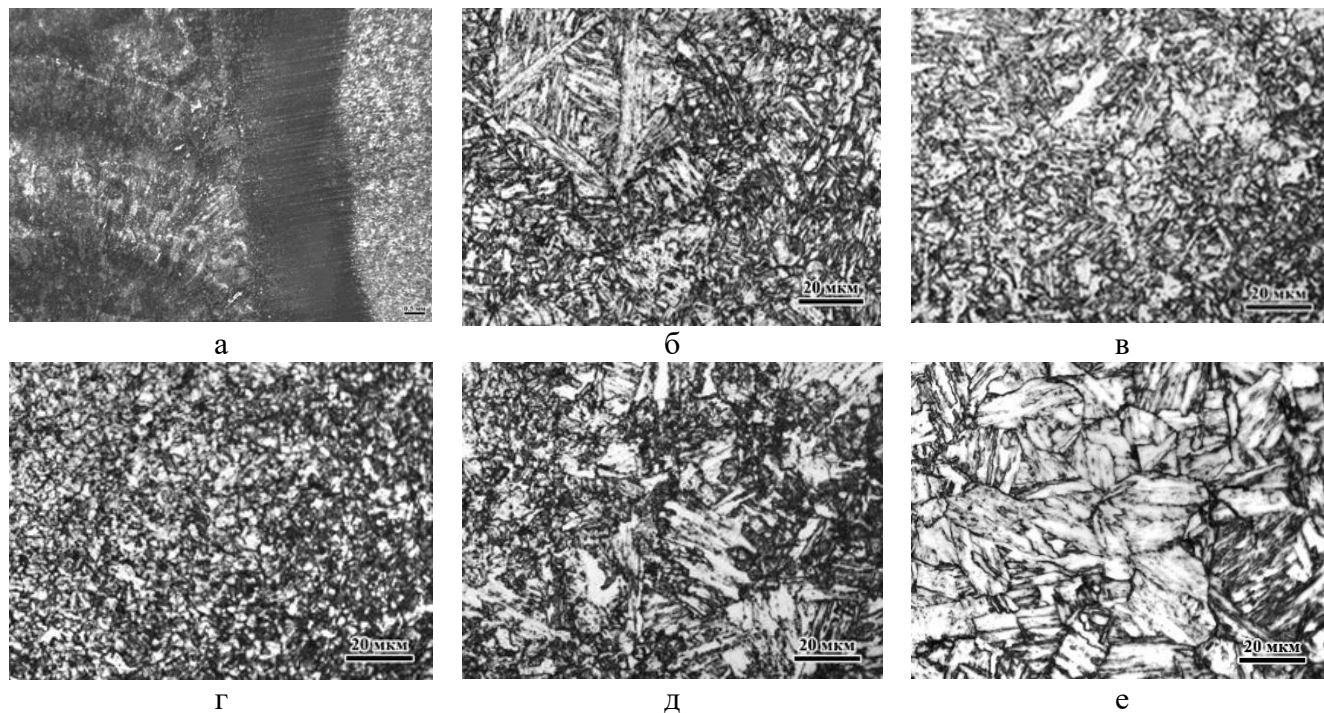


Рисунок 7.19 – Структура различных участков ЗТВ сварных соединений из экономнолегированной стали с индексом «Агс» уровней прочности 690-750: а – общий вид ЗТВ; б – крупнозернистый участок; в – участок полной перекристаллизации; г – участок частичной перекристаллизации; д – участок отпуска; е – основной металл

Структура на первом участке ЗТВ, непосредственно примыкающего к ЛС, представляет собой бейнитно-мартенситную смесь с выраженным пакетно-блочным строением, Рисунок 7.19 б. Размер БАЗ, в пределах которых сформированы пакеты РМ и РБ, не превышают 80 мкм, что позволяет обеспечить высокие значения работы удара на образцах с надрезом вблизи ЛС даже при температуре испытаний минус 60 °С – 144...173 Дж, а также свидетельствует о правильном выборе режимов сварки применительно к разработанным экономнолегированным высокопрочным сталям после ЗПН+О.

Структура второго участка более дисперсна и представлена в основном бейнитом речной и гранулярной морфологии, при этом встречаются области мартенситоподобной структуры и отдельные более крупные бейнитные кристаллиты, области со сложным «корзиночным плетением» [284], МГБ, Рисунок 7.19 в. Такое многообразие морфологических форм бейнитной составляющей приводит к некоторому понижению значений работы удара (в частности, значений  $KV^{60}$  до 104...133 Дж), при этом оставаясь на достаточно высоком уровне.

Структура третьего участка, сформированная в межкритическом интервале температур, представляет собой мелкодисперсную ферритно-карбидную смесь со средним размером структурных составляющих 2-3 мкм, Рисунок 7.19 г. Однако наблюдаются области «непревращенной» (не испытавшей  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращений при нагреве до температуры

межкритического интервала и последующем охлаждении) структуры бейнита преимущественно гранулярной морфологии.

Четвертый участок, являющийся переходным к основному металлу, имеет более крупнозернистую бейнитно-мартенситную структуру с карбидной фазой по границам зерен, Рисунок 7.19 д, что приводит к снижению значений  $KV^{-60}$  до 70...77 Дж, продолжая удовлетворять требования «Правил...» РМРС. По мере перехода к структуре основного металла карбидов, декорирующих границы, становится меньше. Структура основного металла представляет собой высокоотпущенную бейнитно-мартенситную смесь, Рисунок 7.19 е.

Таким образом, рациональный выбор режимов сварки позволяет минимизировать неблагоприятное воздействие термического цикла сварки на структуру разработанных экономнолегированных сталей с индексом «Аrc» после ЗПН+О и, как следствие, механические свойства стали в ЗТВ, что убедительно продемонстрировано результатами испытаний сварных соединений, включая трещиностойкость на образцах с надрезом по различным участкам ЗТВ.

### **7.2.2.3. Исследование структуры и механических свойств ЗТВ сварных соединений из экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей после З+О**

Для исследований использовано сварное соединение листового проката толщиной 20 мм из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали уровней прочности 690-750, изготовленное электродуговой сваркой при погонной энергии 2,2 кДж/мм с использованием порошковой проволоки марки 08Г2С диаметром 1,2 мм в среде защитного газа Ar+CO<sub>2</sub>.

Полученные значения временного сопротивления сварных образцов составляют 822-825 МПа при требованиях не менее 770 МПа, их разрушение происходило по основному металлу, что свидетельствует о равнопрочности сварного соединения с основным металлом (820 МПа). Среднее значение  $KCV^{-70}$  в ЗТВ составляет 125 Дж/см<sup>2</sup>, близкое к среднему значению  $KCV^{-70}$  для основного металла - 189 Дж/см<sup>2</sup>. При испытаниях на изгиб на угол 180° продемонстрировано отсутствие дефектов поверхности сварных образцов, что подтверждает высокую деформационную способность исследованного сварного соединения.

На Рисунке 7.20 приведена структура основных участков ЗТВ полученного сварного соединения. Общая ширина ЗТВ составила ~ 5,0 мм, при этом протяженность крупнозернистого участка - около 1,5-2,0 мм. Структура ЗТВ исследованного сварного соединения листового проката из исследованной хладостойкой стали уровня прочности 690 после З+О в целом идентична картине, полученной для сварного соединения из разработанной экономнолегированной стали уровня прочности 750 после ЗПН+О.

На участке перегрева также формируется крупнозернистая пакетно-блочная бейнитно-мартенситная структура с долей мартенситной составляющей до 80 %. Однако размеры БАЗ, в пределах которых сформированы пакеты, несколько крупнее, достигая 100-120 мкм, Рисунок 7.20 а. Значения твердости по Виккерсу на этом участке (234-254 HV<sub>10</sub> при среднем значении 244 HV<sub>10</sub>) близки к твердости основного металла (241-247 HV<sub>10</sub> при среднем значении 243 HV<sub>10</sub>).

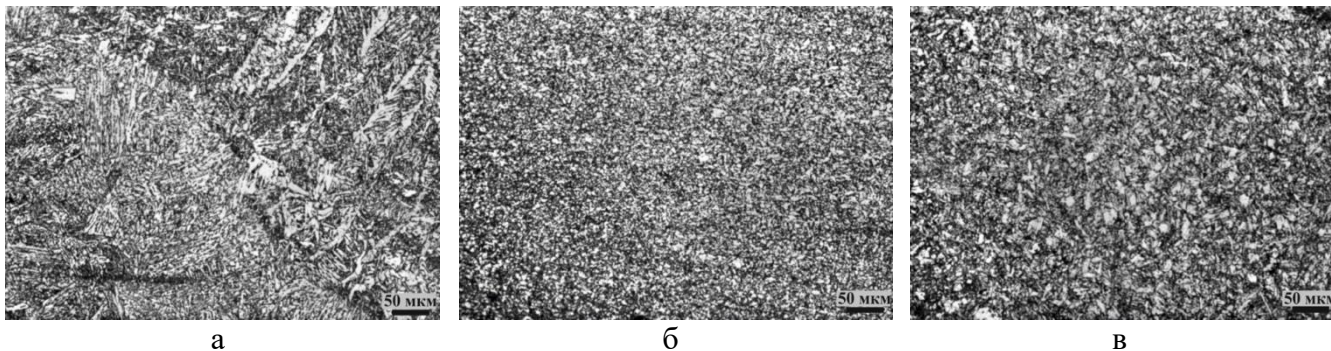


Рисунок 7.20 - Структура различных участков ЗТВ сварных соединений из экономнолегированной хладостойкой стали уровней прочности 690-750: а – участки перегрева и полной перекристаллизации; б – участок частичной перекристаллизации; в – участок отпуска

На участке полной перекристаллизации формируется дисперсная преимущественно бейнитная структура с бейнитом гранулярной и речной морфологии (с незначительной долей мартенситной составляющей), однако многообразие его морфологических форм по сравнению со сталью после ЗПН+О не наблюдается, Рисунок 7.20 а. Значения твердости по Виккерсу на участке мелкого зерна составляют 232-242  $HV_{10}$  при среднем значении 237  $HV_{10}$ .

Структура, сформированная на участке частичной перекристаллизации, представляет собой мелкодисперсную ферритно-карбидную смесь со средним размером структурных составляющих не более 5 мкм, наблюдаются области «непревращенной» (не испытавшей  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращений при нагреве до температуры межкритического интервала и последующем охлаждении) структуры гранулярного бейнита, Рисунок 7.20 г. Значения твердости по Виккерсу на участке межкритического интервала температур составляют 219-245  $HV_{10}$  при среднем значении 232  $HV_{10}$ .

На участке отпуска с бейнитно-мартенситной структурой, Рисунок 7.20 в, происходит образование карбидов, что приводит к небольшому повышению твердости по Виккерсу до 232-243  $HV_{10}$  при среднем значении 238  $HV_{10}$ .

Таким образом, выполненные исследования показали, что листовой прокат из разработанных экономнолегированных хладостойких сталей после З+О также обладает хорошей свариваемостью при использовании традиционных способов сварки без проведения дополнительных технологических мероприятий (предварительного подогрева и послесварочной термической обработки).

Опробование перспективных высокопроизводительных способов сварки (в частности, лазерной) для изготовления сварных соединений из разработанных экономнолегированных хладостойких сталей арктического применения после З+О или ЗПН+О показали, что применение высокоскоростного нагрева, характерного для лазерной сварки (500 °C/c), обеспечивает формирование более мелкого исходного зерна аустенита и, как следствие, повышение дисперсности структуры на наиболее опасных участках ЗТВ. Это позволяет получить повышенные значения ударной вязкости при низких температурах в ЗТВ сварных соединений - не менее 200 Дж/см<sup>2</sup>. При этом важно выбрать рациональный режим лазерной сварки, обеспечивающий минимальную протяженность наиболее опасных участков ЗТВ. Результаты данных исследований выполнены при участии автора диссертационной работы и представлены в работе [294].



## ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 7

По результатам оценки качества опытно-промышленных партий листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей, в том числе с индексом «Arc», изготовленных по разработанным режимам термомеханической обработки с ускоренным охлаждением, закалки с печного и прокатного нагрева с высокотемпературным отпуском, в ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь») по кооперации с ПАО «Северсталь», а также оценки свариваемости разработанных хладостойких судостроительных сталей для Арктики установлено следующее.

1. Подтверждены стандартные механические свойства, характеристики работоспособности при низких температурах для основного металла (определение критических температур вязко-хрупкого перехода  $T_{к6}$  и нулевой пластичности NDT, критического раскрытия вершины трещины CTOD) на соответствие современным требованиям «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927 к сталям с индексами: «Arc40» - для листового проката уровней прочности 355...460 после ТМО+УО; «Arc30»...«Arc50» (в зависимости от уровня прочности, технологии производства, толщины листового проката) - для листового проката уровней прочности 500...750 после ЗПН+О и З+О, а также высокая коррозионная стойкость и коррозионно-механическая прочность разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc».

Продемонстрирован высокий комплекс стандартных механических свойств листового проката толщиной до 100 мм из низколегированных хладостойких судостроительных сталей категории F после ТМО+УО (для уровней прочности 355...390) и после ЗПН+О (для уровней прочности 420...460) на соответствие «Правил...» РМРС.

2. Проведены исследования влияния уровня тепловложения при сварке, послесварочной термической обработки на структуру и механические свойства ЗТВ сварных соединений листового проката толщиной 60 мм из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей арктического применения. Показано следующее.

2.1. При ручной и автоматической сварке низколегированными сварочными материалами увеличение уровня тепловложения от 0,8-1,0 до 3,5 кДж/мм, сопровождающееся снижением скорости охлаждения, на участках перегрева и полной перекристаллизации приводит к снижению значений работы удара при температуре испытаний минус 60 °С для низколегированных сталей после ТМО+УО и повышению – для экономнолегированных сталей после З+О или ЗПН+О. Это связано с особенностями формирования структуры при уменьшении степени переохлаждения аустенита в сталях с различной прокаливаемостью.

В низколегированных сталях с увеличением погонной энергии при сварке снижение интенсивности охлаждения приводит к формированию на наиболее опасных участках ЗТВ более крупнозернистой бейнитной структуры различной морфологии (отсутствие

морфологического подобия структурных составляющих) и, как следствие, снижению хладостойкости в ЗТВ. В экономнолегированных высокопрочных сталях с уменьшением степени переохлаждения аустенита при увеличении погонной энергии при сварке в структуре наиболее опасных участков ЗТВ снижается доля РМ, обуславливая формирование преимущественно бейнитной структуры, и, как следствие, значения работы удара и параметра трещиностойкости *CTOD* при низких температурах испытаний в ЗТВ повышаются, как для образцов с надрезом в крупнозернистой зоне, так и на участках полной и частичной перекристаллизации ЗТВ.

2.2. Результаты исследований сварных соединений листового проката из низколегированной хладостойкой стали уровней прочности 355-420 после ТМО+УО, изготовленных автоматической сваркой под флюсом при погонной энергии 3,5 кДж/мм, показали, что последующий высокий отпуск сварных соединений при температуре 600 °С в течение 4 часов способствует повышению хладостойкости на крупнозернистом участке ЗТВ и трещиностойкости ЗТВ за счет нарушения грубого пакетно-блочного строения в речных составляющих, что свидетельствует о целесообразности применения послесварочной термической обработки для снятия напряжений. При этом рациональный выбор конструктивно-технологической формы сварных соединений необходимо производить с учетом закономерностей, полученных при исследовании одновременного воздействия температуры и деформации при высоком отпуске, что направлено на исключение условий для протекания процессов пластического деформирования металла ЗТВ в ходе термического цикла высокотемпературного отпуска.

3. В результате комплексных исследований структуры и свойств ЗТВ сварных соединений из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести от 355 до 750 МПа, в том числе с индексом «Arc», показано, что:

- обеспечивается равнопрочность сварных соединений с основным металлом, а также их высокая деформационная способность;

- сварные соединения обладают требуемой хладостойкостью и трещиностойкостью ЗТВ при использовании ручной и автоматической сварки с погонной энергией до 3,5 кДж/мм, что свидетельствует о возможности применения разработанных низко- и экономнолегированных сталей для сварных конструкций, эксплуатирующихся в сложных климатических условиях Арктики.

## Глава 8. ВНЕДРЕНИЕ РАЗРАБОТАННЫХ ХЛАДОСТОЙКИХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ

Реализация в промышленных условиях разработанных прецизионных технологических режимов термомеханической и термической обработки, обеспечивающих формирование заданной структуры допустимой степени неоднородности и анизотропии по всему сечению листового проката толщиной до 100 мм, позволила освоить и внедрить на крупнейших металлургических комбинатах серию высоконадежных хладостойких судостроительных сталей для Арктики. Важной особенностью разработанных в рамках диссертационной работы низко- и экономнолегированных сталей и технологий их производства является обеспечение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах (сопротивления хрупким, слоистым и коррозионно-механическим разрушениям, включая трещиностойкость) листового проката и его сварных соединений. Разработанные стали удовлетворяют требованиям «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927 и превосходят требования зарубежного стандарта EN 10225 к хладостойкости, в том числе по работе удара при низких температурах, характерных для российского арктического шельфа, СМП и устьев сибирских рек. Новые хладостойкие судостроительные стали с индексом «Arc» не имеют аналогов в мире. Новизну предложенных решений подтверждают 6 полученных патентов РФ на изобретения. Разработанные стали внесены в новую редакцию ГОСТ Р 52927-2023.

Производство листового проката толщиной до 100 мм из низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей для Арктики, в том числе с индексом «Arc», освоено и внедрено на ПАО «Магнитогорский металлургический завод», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»), что подтверждено актами внедрения данных предприятий (Приложение Е).

В Таблице 8.1 представлен сортамент листового проката, освоенного и внедренного на ПАО «ММК» согласно разработанным автоматизированным прецизионным технологиям термомеханической и термической обработки. По результатам проведения сертификационных испытаний листового проката получено одобрение классификационных обществ на производство в условиях ПАО «ММК» и поставку хладостойких судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести:

- 315-390 МПа с индексами Z25, Z35, W<sup>1</sup> категорий D, E толщиной до 70 мм - в соответствии с требованиями РМРС (СПИ № 15.51058.130 от 07.07.2015 г., действующее СПИ № 20.50552.130 от 11.06.2020 г.), Bureau Veritas (BV) (Сертификат № 29588/BO BV от 26.07.2017 г.), American Bureau of Shipping (ABS) (Сертификат № STM/SM 980845), Lloyd's Register (LR) (Сертификат № MD00/4348/0002/1 от 24.06.2020 г.), Det Norske Veritas (DNV) и Germanischer Lloyd (GL) (Сертификат № АМММ00001U9 от 12.01.2017 г. взамен Сертификата № АММ-6688 от 29.01.2014 г.).

---

<sup>1</sup> Согласно редакции ГОСТ Р 52927-2015.

- 420-460 МПа категорий D, E (для температур эксплуатации до минус 40 °С) толщиной до 50 мм - в соответствии с требованиями РМРС (СПИ № 13.51706.130 от 07.08.2013 г.).

- 500 МПа с индексами Z25, Z35, W категорий D, E; F (для температур эксплуатации до минус 60 °С) толщиной до 60 мм - в соответствии с требованиями РМРС (СПИ № 15.52498.130 от 21.12.2015 г., действующее СПИ № 20.51731.130 от 21.12.2020 г.).

Таблица 8.1 – Хладостойкие судостроительные стали для Арктики, производство которых освоено и внедрено на ПАО «ММК»

| Уровень прочности | Категория (индекс)                       | Максимальная толщина листов, мм | Технология производства |
|-------------------|--|---------------------------------|-------------------------|
| 315               | D, E (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 70                              | ТМО+УО                  |
| 355               | D, E (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 70                              |                         |
| 390               | D, E (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 70                              |                         |
| 420               | D, E (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 50                              |                         |
| 460               | D, E (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 50                              |                         |
| 500               | D, E, F, Arc (Z25, Z35, W <sup>1</sup> ) | 60                              | 3+О                     |
| 620               | D, E, F (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )      | 60                              |                         |
| 690               | D, E, F (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )      | 50                              |                         |

При использовании разработанных технологических процессов прокатки и термической обработки на ПАО «ММК» впервые в судостроительной практике сертифицирован листовой прокат из экономнолегированной хладостойкой судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа категорий D, E; F с индексом «Arc30» толщиной до 60 мм и с индексом «Arc50» толщиной до 30 мм, применимой без ограничений в условиях Арктики для любых конструктивных элементов. Позднее, в 2016 г., одобрение производства судостроительных сталей уровня прочности 500 с индексом «Arc50» получило также ПАО «Северсталь».

В таблице 8.2 представлен сортамент листового проката, освоенного и внедренного на ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь» согласно разработанным технологиям. На основании результатов исследовательских испытаний листового проката и его сварных соединений из низколегированных судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести 355 и 390 МПа и экономнолегированной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа, выполненных под надзором ФАУ «РМРС», получено положительное заключение РМРС в области соответствия разработанных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355-390 в толщинах до 50 мм требованиям ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС к стали с индексом «Arc40», уровня прочности 750 в толщинах до 40 мм требованиям к стали категории E (по уровню работы удара) с индексом «Arc40», а также возможности их поставки под техническим наблюдением РМРС.

В результате проведения сертификационных испытаний на ПАО «Северсталь» одобрено производство листового проката толщиной до 50 мм из низколегированных хладостойких судостроительных сталей категорий D, E, F с гарантированным пределом текучести 420 МПа с индексом «Arc40», 460 МПа - с индексом «Arc20» (Свидетельство о признании изготовителя (СПИ) № 20.15591.120 от 14.12.2020 г.).

Таблица 8.2 - Хладостойкие судостроительные стали для Арктики, производство которых освоено и внедрено на ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь»

| Уровень прочности | Категория (индекс)                          | Максимальная толщина, мм | Технология производства |
|-------------------|---|--------------------------|-------------------------|
| 355               | D, E, F (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 100                      | ТМО+УО                  |
|                   | Arc   | 50                       |                         |
| 390               | D, E, F (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 100                      |                         |
|                   | Arc   | 50                       |                         |
| 420               | D, E, F (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 63                       | ТМО+УО                  |
|                   | D, E, F (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 64-100                   | ЗПН+О                   |
|                   | Arc   | 50                       | ТМО+УО                  |
| 460               | D, E, F (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 63                       | ТМО+УО                  |
|                   | D, E, F (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )         | 64-100                   | ЗПН+О                   |
|                   | Arc   | 50                       | ТМО+УО                  |
| 500               | D, E, F, Arc (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )    | 50                       | З+О, ЗПН+О              |
| 620               | D, E, F, Arc<br>(Z25, Z35, W <sup>1</sup> ) | 50                       | З+О, ЗПН+О              |
| 690               | D, E, F, Arc (Z25, Z35, W <sup>1</sup> )    | 50                       | З+О, ЗПН+О              |
| 750               | D, E (Z25, Z35), Arc                        | 40                       | З+О, ЗПН+О              |

Разработанные высоконадежные хладостойкие судостроительные стали уровней прочности 315...690, в том числе с индексом «Arc», отвечающие современным требованиям «Правил...» РМРС и Национального стандарта на поставку судостроительных сталей – ГОСТ Р 52927, широко востребованы при проектировании (КБ-проектантами морской техники: ЦКБ МТ «Рубин», АО ЦКБ «Айсберг», АО «Невское ПКБ», АО «ЦКБ «Коралл», АО «СПМБМ «Малахит», АО «ЦКБ «Лазурит») и обеспечении материалами строительства сложной морской техники арктического применения на ведущих судостроительных заводах: АО «Балтийский завод», ПАО «Выборгский судостроительный завод», ПАО Судостроительный завод «Северная верфь», ООО «Судостроительный комплекс «Звезда», АО «Адмиралтейские верфи», АО «ПО «Севмаш», а также на судоремонтной верфи РФ - АО «Центр судоремонта «Звездочка».

К объектам внедрения в первую очередь относятся многофункциональные инновационные суда арктического применения нового поколения: атомные ледоколы повышенной мощности и ледопроеходимости, ледокольные суда обеспечения, дизель-электрические ледоколы, ледоколы-снабженцы для обслуживания буровых платформ, научно-экспедиционные суда ледового плавания, способные осуществлять не только научно-исследовательские работы, но и ледокольную проводку, спасательные работы, грузовые перевозки, обеспечивая работу труднодоступных полярных станций, специализированные суда обеспечения, контейнеровозы ледового плавания, многоцелевые универсальные сухогрузные суда ледового плавания, лесовозы ледового плавания, навалочные суда ледового плавания, танкеры дедвейтом более 80-100 тысяч тонн ледового плавания для перевозки сжиженного природного газа и нефтепродуктов, газовозы вместимостью более 90 тысяч м<sup>3</sup> ледового плавания, суда и плавсредства для освоения континентального шельфа и СМП, нефтеналивные суда, буксиры, балкеры, контейнерные суда для арктических морей, суда снабжения ледового

плавания, суда для переработки (сжижения) природного газа, патрульные суда ледового класса, крановые и краново-монтажные суда большой грузоподъемности. Еще одними крупнейшими объектами внедрения хладостойких сталей для развития инфраструктуры Арктики являются морские ледостойкие стационарные платформы и плавучие буровые установки различных типов (в том числе, морские вертолетные платформы, морские ледостойкие гравитационные платформы и терминалы, плавучие энергоблоки, мобильные ледостойкие буровые установки), грузовые причалы, ледостойкие самодвижущиеся платформы для проведения комплексных научных исследований в Северном Ледовитом океане, перегрузочные комплексы с крановой механизацией различной грузоподъемности. Перспективно использование разработанных хладостойких высокопрочных сталей и для строительства морской техники нового поколения для освоения арктического шельфа, основанной на использовании преимущественно подводно-подледных технологий (например, для подводных буровых комплексов, предназначенных для обеспечения круглогодичного режима ведения буровых работ при освоении месторождений нефти и газа на глубоководном шельфе арктических морей независимо от климатических условий и ледовой обстановки).

Высокая конкурентоспособность разработанного хладостойкого листового проката производства ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»), обусловленная уникальным сочетанием экономичного легирования с уровнем прочностных характеристик, вязкости, хладостойкости (до расчетных температур эксплуатации минус 40...минус 50 °С), изотропности свойств, гарантированной трещиностойкости при низких температурах и удовлетворительной свариваемости листового проката, обеспечила востребованность данной продукции и приоритет РФ на рынке низкоуглеродистых хладостойких свариваемых сталей арктического применения. Применение разработанных сталей для Арктики позволяет повысить экономическую эффективность и эксплуатационную надежность крупномасштабных сварных металлоконструкций шельфа за счет:

- обеспечения импортозамещения продукции;
- снижения до 15-20 % стоимости стали по сравнению с существующими аналогами;
- увеличения доли производства хладостойких судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью для эксплуатации в Арктике;
- превышения характеристик качества по сравнению с известными российскими сталями, близкими по своему назначению и механическим свойствам;
- обеспечения безопасности эксплуатации проектируемых объектов на срок до 50 лет;
- снижения металлоемкости сварных конструкций за счет возможности применения высокопрочных хладостойких сталей.

Ключевым потребителем листового проката из хладостойких судостроительных сталей для Арктики является АО «Объединенная судостроительная корпорация» (АО «ОСК»). В частности, ПАО «ММК» осуществлены поставки более 300 тысяч тонн высококачественного листового проката из хладостойких марок стали с гарантированным пределом текучести от 315 до 690 МПа по различным заказам ведущих судостроительных предприятий РФ.

Листовой прокат производства ПАО «ММК» из разработанных хладостойких сталей использован для строительства крупнейших в мире универсальных атомных ледоколов (со



сроком службы не менее 40 лет) «Арктика», «Сибирь», «Урал», Рисунок 8.1 а, (введены в эксплуатацию), «Якутия» (достраивается на плаву), Рисунок 8.1 б, «Чукотка» проекта 22220 (в АО «Балтийский завод»), ледокольного судна обеспечения проекта Aker ARC 130 А, рисунок 8.1 в, а также самого большого в мире многофункционального линейного дизель-электрического ледокола проекта 22600 «Виктор Черномырдин» и других судов, Рисунок 8.1 г (Приложение Е - акты внедрения ПАО «ММК», АО «Балтийский завод», АО «ЦКБ «Айсберг»). Разработанный листовый прокат также будет применен для строительства шестого и седьмого ледоколов проекта 22220 «Ленинград» и «Сталинград».



Рисунок 8.1 – Крупнейшие в мире универсальные атомные ледоколы «Урал» (а) и «Якутия» (б) проекта 22220. Ледокольное судно обеспечения проекта Aker ARC 130 А (в).

Многофункциональный линейный дизель-электрический ледокол проекта 22600 «Виктор Черномырдин» (г)

К настоящему времени осуществлены поставки более 20 тысяч тонн листового проката из разработанных экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс». Листовой прокат из высокопрочной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа с индексом «Агс» использован для строительства самого мощного (120 МВт) в мире атомного ледокола «Лидер» проекта 10510 (в ООО «Судостроительный комплекс «Звезда»), Рисунок 8.2 а. Применение разработанных низколегированных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 355...460 также возможно при строительстве ледоколов данного проекта, что рекомендовано в Протоколе № 10510/ГК-109 (октябрь-ноябрь 2019 г.) технического совещания АО «ЦКБ «Айсберг», НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИИ КМ «Прометей», ООО «ССК «Звезда», ФГУП «Атомфлот», ФАУ «РМРС» по обсуждению применения сталей высокой хладостойкости и коррозионной стойкости для наружной обшивки корпуса ледокола выше верхней границы ледовых усилений.



а



б

Рисунок 8.2 – Сверхмощный атомный ледокол «Лидер» проекта 10510 (а).  
Модернизированный атомный плавучий энергоблок проекта 20871 (б)

Разработанная экономнолегированная судостроительная сталь с пределом текучести не менее 500 МПа с индексом «Агс» внесена АО «ЦКБ «Айсберг» в проектную документацию модернизированного атомного плавучего энергоблока проекта 20871 для энергоснабжения Баимского горно-обогатительного комбината на Чукотке, Рисунок 8.2 б, и судна атомно-технологического обслуживания проекта 22770 для выполнения комплекса работ по перезарядке реакторных установок атомных ледоколов и плавучих сооружений с ядерными энергетическими установками (Приложение Е - акт внедрения АО «ЦКБ «Айсберг»).

Таким образом, разработка низко- и экономнолегированных судостроительных сталей с гарантированными характеристиками работоспособности при низких температурах и технологий их производства позволяет обеспечить проектирование современной специализированной морской техники для Арктики. Новые высоконадежные хладостойкие стали позволяют составить весомую конкуренцию существующим зарубежным аналогам конструкционных сталей для арктических проектов и является огромным прорывом в развитии российского судостроения, что позволяет решать стратегически важные для экономики РФ задачи:

- обеспечение ледоколами повышенной мощности и судами ледового плавания для освоения СМП в режиме круглогодичного функционирования во льдах большой толщины для транспортировки грузов и обслуживания инфраструктуры Крайнего Севера;
- создание комплексных проектов морских ледостойких платформ для освоения месторождений нефти и газа на континентальном шельфе северных и дальневосточных морей, газовозов и крупнотоннажных танкеров ледового плавания, мощных арктических ледоколов нового поколения и других объектов морской техники на предприятиях АО «ОСК»;
- обеспечение эффективных технологий подводной добычи углеводородов в бассейне Арктики для разведки и освоения донных месторождений полезных ископаемых Мирового океана;
- полное импортозамещение путем создания новых конкурентоспособных российских технологий производства хладостойких сталей с индексом «Агс», не имеющих аналогов в мире;
- повышение конкурентоспособности продукции гражданского назначения для внутреннего рынка и расширение возможностей по поставке судостроительных хладостойких сталей российского производства на экспорт.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработаны комплексные научно обоснованные подходы к созданию хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс» с гарантированной работоспособностью при низких температурах и технологий их производства, включающие разработку количественных требований к параметрам структуры по сечению, концепций легирования, совокупности технологических приемов, обеспечивающих формирование ферритно-бейнитной, бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры заданной дисперсности и морфологии, не превышающей допустимую структурную неоднородность по всему сечению листов. В результате разработаны и внедрены промышленные технологии производства (режимы термомеханической обработки с ускоренным охлаждением – ТМО+УО, закалки с прокатного и печного нагрева с последующим высокотемпературным отпуском – ЗПН+О, З+О) листового проката из низкоуглеродистых низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355...750 с индексом «Агс», применяемых без ограничений в условиях Арктики при температурах эксплуатации до минус 40...минус 50 °С, а также листового проката категории *F* из низколегированных сталей уровней прочности 355-460 толщиной до 100 мм.

1. Впервые предложены количественные требования к ключевым параметрам структуры и их допустимой степени неоднородности по сечению листового проката из низколегированных судостроительных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 355...460 после ТМО+УО, которые обеспечивают получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах:

- соотношению структурных составляющих: объемная доля структур гранулярного типа (гранулярного бейнита и квазиполигонального феррита) - не менее 70 %, «негранулярного» бейнита (речного бейнита и бейнита, образовавшегося в результате развития рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе бейнита при самоотпуске) – не более 25 % при морфологическом подобии структуры смешанного типа по всему сечению листового проката, косвенно оцениваемому нормированием усредненной степени искаженности (кривизны) кристаллической решетки GAM – не более  $0,60^\circ$  при допустимом изменении по толщине листа -  $0,15^\circ$ ;

- анизотропии структуры, оцениваемой в первую очередь степенью вытянутости наиболее крупных структурных составляющих размером более 25 мкм в приоритетном направлении (коэффициент анизотропии  $K_{a100}$  - не более 1,2) и долей областей «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм, которая не должна превышать 10 %;

- размерам структурных элементов, оцениваемых методом EBSD-анализа при заданном угле толерантности  $\theta_t=5^\circ$ : среднего - не более 10 мкм, максимального – не более 20 мкм с допустимой разницей по сечению листового проката – не более 5 мкм при доле элементов структуры размером не более 10 мкм – не менее 65 %;

- количеству малоугловых границ – 30...40 %, не менее 15 % из которых разориентированы углами 5-15°.

2. Для низколегированных сталей после ТМО+УО установлено, что при формировании ферритно-бейнитной структуры заданной морфологии и допустимой степени анизотропии (по параметрам  $K_{a100}$  и  $V_B$ ) получение характеристик работоспособности зависит от определенных параметров структуры:

- средний РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  и его однородность по сечению листового проката, а также количество МУГ определяют температуру вязко-хрупкого перехода  $T_{к6}$ ;
- средний и максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  в поверхностных слоях при близком соотношении МУГ и БУГ  $\text{более } 50^\circ$  - температуру нулевой пластичности NDT;
- максимальный РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$  и однородность по усредненной степени искаженности кристаллической решетки по сечению листов – значения критического раскрытия вершины трещины CTOD при температурах испытаний минус  $40^\circ\text{C}$  и ниже.

3. Разработана научно обоснованная концепция легирования низкоуглеродистых низколегированных марганцево-никелевых сталей с индексом «Агс», позволяющая обеспечить формирование заданной структуры при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением, которая предусматривает:

- ограничение суммарного содержания никеля и меди - не более 1 %, что обеспечивает морфологическое подобие структурных составляющих и снижение анизотропии ферритно-бейнитной структуры по всему сечению листового проката больших толщин;
- введение добавок хрома (0,05-0,20 %) и ванадия (0,01-0,03 %), что способствует интенсификации выделения квазиполигонального феррита в сочетании с гранулярным бейнитом;
- микролегирование молибденом в пределах 0,08-0,11 %, что предотвращает выделение феррита по границам крупных аустенитных зерен;
- микролегирование ниобием в строго ограниченном количестве 0,02-0,04 % для управления структурообразующими процессами при горячей пластической деформации по сечению промежуточных заготовок.

При этом повышение прочностных характеристик в соответствии с требованиями к сталям с гарантированным пределом текучести от 355 до 460 МПа достигается за счет увеличения содержания марганца и никеля на  $\sim 0,2\%$  каждого элемента.

4. Разработаны технологические способы снижения анизотропии структуры и механических свойств по сечению листового проката из низколегированных хладостойких судостроительных сталей, предусматривающие использование прецизионных технологических приемов двухстадийной термомеханической обработки с контролируемым ускоренным охлаждением. Показано, что:

4.1. Нагрев исходных заготовок до температуры ( $T_{sr}+(230\dots250^\circ\text{C})$ ) при ограничении времени выдержки в томильной зоне методической печи – не более 1 часа обеспечивает гомогенизацию аустенита по содержанию углерода и легирующих элементов при исключении значительного роста зерна аустенита.

4.2. Проведение высокотемпературной (черновой) стадии прокатки с поддержанием деформации по возрастающей схеме обжатий  $10\rightarrow 15\%$  при убывающем температурном

графике  $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C})\rightarrow T_{sr}$  с контролируемым снижением температуры деформации в последних 1-2 проходах до  $\sim (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ , что обеспечивает измельчение зерна аустенита за счет СР по всему сечению крупномасштабных заготовок за время реализуемых в промышленных условиях междеформационных пауз не более 15 с, препятствует развитию процесса собирательной рекристаллизации в их центральных слоях при промежуточном подстуживании и наклепу отдельных крупных аустенитных зерен.

4.3. Для создания развитой субзеренной структуры в аустените на завершающей (чистовой) стадии прокатки необходимо использование изотермического температурного графика при температуре выше критической точки  $A_{r3}$  на  $\sim 30^{\circ}\text{C}$  при убывающей схеме обжатий по проходам в пределах узкого диапазона  $15\rightarrow 10\%$ , исключая наклеп отдельных более крупных аустенитных зерен, для листового проката толщиной 35-70 мм. Для листов толщиной менее 35 мм целесообразно применение убывающего температурного графика с началом при температуре на  $\sim 70-80^{\circ}\text{C}$  выше критической точки  $A_{r3}$  и окончанием при температуре  $\sim A_{r3}+(20\dots 30)^{\circ}\text{C}$  без изменения схемы деформации по проходам. Для листов толщиной более 70 мм наиболее рационально использование изотермического графика при температуре выше критической точки  $A_{r3}$  на  $\sim 10-15^{\circ}\text{C}$  при обжатиях с постоянной степенью  $10-12\%$  для предотвращения существенного повышения температуры в центральных слоях.

4.4. С целью сдерживания интенсивного выделения феррита в поверхностных слоях под действием значительных пластических деформаций и создания термокинетических условий для повышения дисперсности и однородности ферритно-бейнитной структуры по сечению листового проката толщиной 35-70 мм ускоренное охлаждение следует осуществлять до температуры нижней части бейнитного интервала для стали уровней прочности 420-460 и на  $\sim 20-30^{\circ}\text{C}$  выше нее - для стали уровней прочности 355-390. Для листов толщиной менее 35 мм охлаждение необходимо производить до средней части бейнитного интервала для формирования преимущественно гранулярных структур с учетом меньшего градиента распределения температуры и скорости по всему сечению листового проката. Для листового проката толщиной свыше 70 мм рационально применение более интенсивного охлаждения чуть ниже бейнитного интервала для исключения значительной разнотерности структуры в центральных слоях из-за сочетания высокой температуры и низкой скорости охлаждения.

5. Разработаны количественные требования к ключевым параметрам бейнитно-мартенситной структуры по сечению листового проката из экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 500...750 после ЗПН+О, гарантирующей получение требуемых характеристик работоспособности при низких температурах: суммарному содержанию речных составляющих (не менее 55 %) с субзеренным строением рек при ограничении количества гранулярного бейнита в зависимости от уровня прочности и толщины листа; максимальному размеру карбидных частиц – не более 250 нм, распределенных преимущественно по границам субзерен и рек; размерам структурных элементов при  $\theta_t=5^{\circ}$  (средний и максимальный РСЭ – 8 и 25 мкм соответственно) и их допустимому изменению по сечению листов (3 мкм), а также количеству БУГ, разориентированных углами более  $50^{\circ}$ .

6. Разработана научно обоснованная концепция легирования низкоуглеродистых экономнолегированных хромникельмедьмолибденовых сталей с индексом «Агс», изготавливаемых по технологии ЗПН+О, предусматривающая:

- ограничение суммарного содержания никеля, меди и молибдена в диапазоне 2-3 % при содержании содержания хрома в пределах 0,5-0,8 %, что позволяет обеспечить при закалке требуемое содержание продуктов низкотемпературного превращения и проводить последующий отпуск при температурах, исключающих развитие рекристаллизационных процессов в  $\alpha$ -фазе речных составляющих по типу «in-situ»;

- микролегирование ниобием в диапазоне 0,02-0,04 %, что позволяет проводить деформацию на черновой стадии прокатки при более высоких температурах для протекания многократной статической рекристаллизации без опасения роста зерна аустенита в центральных слоях за счет развития собирательной рекристаллизации при промежуточном подстуживании.

7. Предложен и научно обоснован комплекс технологических приемов ЗПН+О, гарантирующих выполнение разработанных требований к структуре экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Агс», который включает:

- равномерный прогрев исходных заготовок до заданной температуры  $T_{sr}+(200\dots250)$  °С за счет нормирования градиента температуры по сечению непрерывнолитой заготовки – не более 15 °С при ограничении температуры по зонам методической печи – не более 1250 °С, что исключает обезуглероживание поверхностных слоев;

- проведение высокотемпературной (черновой) стадии прокатки по убывающему температурному графику в диапазоне  $(T_{sr}+50^\circ\text{C})\rightarrow T_{sr}$  при использовании возрастающей деформационной схемы 10→20 %, более благоприятной с точки зрения максимального измельчения зерна аустенита за счет многократной статической рекристаллизации;

- использование на завершающей (чистой) стадии прокатки убывающего в узком диапазоне температур  $(T_{sr}-50^\circ\text{C})\rightarrow(T_{sr}-80^\circ\text{C})$  для листового проката толщиной менее 35 мм или изотермического температурного графика при температуре  $\sim (T_{sr}+70^\circ\text{C})$  для листов толщиной 35-60 мм согласно убывающей схеме обжатий по проходам 15→10 %, что способствует формированию развитой субструктуры в аустените и препятствует «избыточному» наклепу аустенитных зерен перед  $\gamma\rightarrow\alpha$ -превращением;

- проведение ускоренного охлаждения после двухстадийной горячей деформации без существенного снижения температуры окончания чистой стадии прокатки (не более чем на  $\sim 20^\circ\text{C}$ ) с учетом обеспечения скорости охлаждения не менее 5 °С/с по всему сечению листового проката для требуемой прокаливаемости стали при исключении появления феррита и избыточного количества гранулярного бейнита в его центральных слоях;

- проведение высокотемпературного отпуска при температурах не выше 660 °С, исключающего развитие процесса рекристаллизации  $\alpha$ -фазы в речных составляющих и обеспечивающего измельчение структурных элементов при  $\theta_t=5^\circ$  за счет формирования субзеренной структуры в рейках  $\alpha$ -фазы при полигонизации.



8. Установлено, что после З+О получение гарантированной работоспособности при низких температурах на уровне судостроительных сталей уровней прочности 500-620 с индексами «Arc40»-«Arc50» достигается при формировании по всему сечению листового проката преимущественно бейнитной структуры с заданным размером БАЗ, соотношением бейнита различной морфологии, размером и распределением карбидных выделений, однородностью по РСЭ при  $\theta_t=5^\circ$ . Для выполнения данных требований к структуре целесообразно ограничение содержания хрома в узких пределах 0,4-0,5 % и суммарной доли  $\Sigma(\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})$  - до 2,5...2,7 %; проведение двухстадийной горячей прокатки в соответствии с разработанными применительно к технологии ЗПН технологическими приемами; закалки от температур 920-950 °С для обеспечения заданного соотношения структурных составляющих по всему сечению листового проката и последующего высокого отпуска при температуре не выше 630 °С, исключающей появление областей ферритно-карбидной смеси (в количестве вплоть до 30 %), характеризующейся отсутствием дислокационного субзеренного строения и коагуляцией карбидных частиц. «Традиционный» химический состав стали с высоким содержанием хрома (более 1 %) может быть использован только с учетом прецизионных подходов к выбору режимов термической обработки: закалки, обеспечивающей сквозную прокаливаемость с образованием бейнитной структуры при отсутствии феррита, и высокотемпературного отпуска, предусматривающего сдерживание развития рекристаллизации  $\alpha$ -фазы реечного бейнита и контролируемое выделение карбидов хрома.

9. Разработанные научно обоснованные концепции легирования низкоуглеродистых низко- и экономнолегированных сталей, в том числе с индексом «Arc», легли в основу химических составов для новой редакции ГОСТ Р 52927-2023 и нормативно-технической документации, одобренной Российским морским регистром судоходства (6 Технический условий). Новые химические составы защищены 6 патентами РФ (№№ 2452787, 2465346, 2653748, 2681094, 2726056, 2731223).

10. На основании предложенного комплекса технологических приемов термомеханической и термической обработки разработана и внедрена на ведущих металлургических предприятиях (ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», Филиал АО «Инжиниринговая компания «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь» (ранее ООО «ОМЗ-Спецсталь»)) технологическая документация на производство листового проката из низко- и экономнолегированных сталей арктического применения:

- низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 355, 390, 420 и 460 МПа (категорий D, E, F) с индексом «Arc» толщиной до 50 мм и уровнем прочности 355-390 категории F вплоть до толщины 100 мм по технологии ТМО+УО;

- экономнолегированных сталей с гарантированным пределом текучести 500, 620, 690 МПа (категорий D, E, F) и 750 МПа (категории E) с индексом «Arc» толщиной до 40...60 мм (в зависимости от уровня прочности) по технологиям ЗПН+О и З+О;

- низколегированных сталей категории F с гарантированным пределом текучести 420-460 МПа толщиной до 100 мм по технологии ЗПН+О.

11. В результате исследования качества опытно-промышленных партий листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести от 355 до 750 МПа, в том числе с индексом «Агс», изготовленного согласно разработанным технологическим режимам, и его сварных соединений:

11.1. Подтверждены стандартные механические свойства, характеристики хладостойкости и трещиностойкости при низких температурах на соответствие современным требованиям «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927 к сталям с индексами «Агс30»...«Агс50», а также высокая коррозионная стойкость и коррозионно-механическая прочность листового проката из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс».

11.2. Показано, что обеспечивается равнопрочность сварных соединений с основным металлом, а также их высокая деформационная способность. Сварные соединения обладают требуемой хладостойкостью и трещиностойкостью ЗТВ как при использовании ручной и автоматической сварки с погонной энергией до 3,5 кДж/мм, что свидетельствует о возможности применения разработанных низко- и экономнолегированных сталей для сварных конструкций, эксплуатирующихся в сложных климатических условиях Арктики.

Получены свидетельства о признании изготовителя листового проката из сталей арктического применения, в том числе с индексом «Агс» (ПАО «ММК» и ПАО «Северсталь»).

12. Листовой прокат из разработанных сталей арктического применения использован для строительства сверхмощного атомного ледокола «Лидер» проекта 10510, крупнейших в мире универсальных атомных ледоколов «Арктика», «Сибирь», «Урал», «Якутия», «Чукотка» проекта 22220, ледокольного судна обеспечения проекта Aker ARC 130 A, самого большого в мире многофункционального линейного дизель-электрического ледокола проекта 22600 «Виктор Черномырдин» и других судов. Разработанная экономнолегированная судостроительная сталь с пределом текучести не менее 500 МПа с индексом «Агс» внесена АО «ЦКБ «Айсберг» в проектную документацию модернизированного атомного плавучего энергоблока проекта 20871 и судна атомно-технологического обслуживания проекта 22770.

Создание хладостойких судостроительных сталей с пределом текучести не менее 355...750 МПа с гарантированной работоспособностью при низких температурах (с индексом «Агс»), предназначенных для эксплуатации в Арктике, и технологий их производства, позволило решить важнейшую народнохозяйственную задачу стратегического значения по обеспечению высоконадежными судостроительными сталями строительства мощного ледокольного флота, морских ледостойких платформ и другой конкурентоспособной специализированной морской техники, обеспечивающей эффективное и экологически безопасное освоение углеводородных ресурсов шельфовых месторождений, интенсивную круглогодичную эксплуатацию Северного морского пути и технологический суверенитет РФ.

## СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

- ТМО+УО – термомеханическая обработка с ускоренным охлаждением
- ЗПН+О - закалка с прокатного нагрева с высокотемпературным отпуском
- З+О - закалка с печного нагрева с высокотемпературным отпуском
- КПФ – квазиполигональный феррит
- ГБ – бейнит гранулярной морфологии (гранулярный бейнит)
- РБ – бейнит речной морфологии (речный бейнит)
- РМ – речный мартенсит
- ВМ – высокотемпературный мартенсит (мартенсит самоотпуска)
- МГБ – массивный гранулярный бейнит
- $K_{a100}$ -коэффициент анизотропии
- $V_B$  - количество (доля) областей «негранулярного» бейнита размером более 100 мкм
- БАЗ – бывшее аустенитное зерно
- РЗА – размер зерна аустенита
- ЗТВ – зона термического влияния
- ОМ – основной металл
- ЛС – линия сплавления
- $T_{к6}$  – критическая температура вязко-хрупкого перехода
- NDT – критическая температура нулевой пластичности
- СТОД<sup>-40...-70</sup> – критическое раскрытие вершины трещины при температурах испытаний минус 40...минус 70 °С
- РСЭ – размер структурного элемента
- $\theta_t$  – заданный угол толерантности
- $R_m$  – временное сопротивление
- $R_e$  – предел текучести
- $A_5$  – относительное удлинение
- $Z_z$  – относительное сужение в направлении толщины
- $KV^{-40; -60; -80}$  – работа удара при температурах испытаний -40, -60 и -80 °С
- $KCV^{-40; -60; -80}$  – ударная вязкость при температурах испытаний -40, -60 и -80 °С
- $KVA^{-40; -60; -80}$  – работа удара после механического старения при температуре испытаний -40, -60 и -80 °С
- % В – количество (доля) вязкой составляющей в полнотолщинной пробе после испытаний на излом при комнатной температуре

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Журавель, В.П. Развитие северного морского пути. Национальный и международный аспекты / В.П. Журавель // Научно-аналитический вестник ИЕ РАН. – 2019. – № 2. – С. 119-124.
2. Журавель, В.П. Китай, Республика Корея, Япония в Арктике: политика, экономика, безопасность / В.П. Журавель // Арктика и Север. – 2016. – №24. – С. 112-144.
3. Зворыкина, Ю.В. Северный морской путь как инструмент освоения Арктики / Ю.В. Зворыкина // Российский экономический журнал. – 2019. – № 4.– С. 21-44.
4. Селин, В.С. Экономические и оборонные факторы в развитии северного морского пути / В.С. Селин, С.Ю. Козьменко // Морской сборник. – 2015. – № 4 (2017). – С. 39-43.
5. Гутенев, М.Ю. Северный морской путь в арктической политике РФ / М.Ю. Гутенев // Мировая экономика и международные отношения. – 2019. – № 1, том 63. – С. 83-87.
6. Радущинский, Д.А. Перспективы и проблемы развития транспортной инфраструктуры северного морского пути в арктической зоне Российской Федерации / Д.А. Радущинский // Сборник «Арктика: история и современность. Труды второй международной научной конференции. Отв. Ред. Н.И. Диденко». – 2017. – С. 377-387.
7. Воропаева, М.В. Перспективные ледоколы для обеспечения морских грузоперевозок на северном морском пути / М.В. Воропаева, А.О. Воропаев, А.И. Куракин // Сборник статей XII международной научно-практической конференции «World science: problems and innovations» – 2017. – С. 54-58.
8. Добродеев, А.А. Проблемные вопросы обеспечения скоростных проводок крупнотоннажных судов в толстых льдах / А.А. Добродеев, А.В. Пустошный, К.Е. Сазонов // Полярная механика. – 2018. – №4. – С. 125-133.
9. Кудряшова, Е.В. Состояние и перспективы развития российского и зарубежного арктического научного флота / Е.В. Кудряшова // Арктика и Север. – 2017. – № 28. – С. 64-76.
10. НД № 2-020101-174 Правила классификации и постройки морских судов. Часть XIII. Материалы. – С-Пб.: Российский морской регистр судоходства, 2023. – 389 с.
11. НД № 2-020201-015 Правила классификации, постройки и оборудования плавучих буровых установок и морских стационарных платформ. – С-Пб.: Российский морской регистр судоходства, 2018. – 554 с.
12. Анастасиади, Г.Н. Неоднородность и работоспособность стали / Г.Н. Анастасиади, М.В. Сильников. – СПб.: Полигон, 2002. – 624 с.
13. Голи-Оглу, Е.А. Термомеханическая обработка плит толщиной до 100 мм из низколегированной конструкционной стали в NLMK DanSteel / Е.А. Голи-Оглу, Ю.А. Бочкарев // Сталь. – 2014. – № 9. – С. 71-78.
14. Голи-Оглу, Е.А. Повышение уровня пластичности в Z-направлении проката толщиной 150 мм из низкоуглеродистых сталей для ответственных сварных конструкций / Е.А. Голи-Оглу, Ю.А. Бочкарев // Металлург. – 2014. – № 9. – С. 71-76.
15. Шульте, Ю.А. Хладостойкие стали / Ю.А. Шульте. – М.: Металлургия, 1970. – 224 с.
16. Давиденков, Н.Н. Динамическая прочность и хрупкость металлов / Н.Н. Давиденков. – Т. 1 – Киев: Наукова думка, 1981. – 704 с.
17. Шевандин, Е.И. Методика оценки склонности стали к хрупкому разрушению по виду излома / Е.И. Шевандин // Заводская лаборатория. – 1959. – № 12. – С. 1497-1512.

18. Разов, И.А. Хрупкие разрушения сварных конструкций и их связь с напряженным состоянием и склонностью стали к хрупкости / И.А. Разов. // Сборник «Хладостойкость стали и стальных конструкций» – Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1971. – С. 71-86.
19. Канфор, С.С. Корпусная сталь / С.С. Канфор. – Л.: Судпромгиз, 1960. – 376 с.
20. Мешков, Ю.Я. Структура металла и хрупкость стальных изделий / Ю.Я. Мешков, Г.А. Пахаренко. – Киев: Наукова думка, 1985. – 268 с.
21. Гольдштейн, М.И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б.М. Бронфин. – М.: Металлургия, 1986. – 310 с.
22. Крошкин, А.А. Судостроительные корпусные стали / А.А. Крошкин. – Л.: Судпромгиз, 1957. – 342 с.
23. Завьялов, А.С. Листовая корпусная сталь марки АК-25 / А.С. Завьялов, И.В. Горынин // Труды ЦНИИ-48. – 1956. – № 3. – С. 6-24.
24. Завьялов, А.С. Машиностроительные стали с редкоземельными присадками / А.С. Завьялов, М.М. Сандомирский. – Л.: Машиностроение, 1969. – 128 с.
25. Хлусова, Е.И. Хладостойкие стали. Структура, свойства, технологии / Е.И. Хлусова, О.В. Сыч, В.В. Орлов // Физика металлов и металловедение. – 2021. – Т.122. – № 6. – С. 621-657.
26. Легостаев, Ю.Л. Хладостойкая низколегированная сталь / Ю.Л. Легостаев, Н.И. Карчевская, В.П. Харчевников // МиТОМ. – 1987. – № 11. – С. 60-62.
27. Горынин, И.В. Высокопрочные стали для корпусов судов, морских сооружений и глубоководной техники / И.В. Горынин, Ю.Л. Легостаев, Л.В. Грищенко, В.А. Малышевский // Прогрессивные материалы и технологии. – 1996. – № 2. – С. 23-24.
28. Бусыгин, В.В. Современное состояние и перспективы применения стали повышенной прочности в зарубежном судостроении. Обзорно-аналитическая информация / В.В. Бусыгин, Ю.Л. Легостаев, А.В. Маслеников. – ЦНИИ «Румб», 1983. – 92 с.
29. Morrison, W.B. Microalloyed steels for Offshore application/ W.B. Morrison // Microalloying 95. Pittsburg. eds. Korchynsky N. Et. Al. Warrendale. – USA. – 1995. – P. 105-116.
30. Tamehiro, H. Effect of the thermo-mechanical control process on the properties of HSLA steels / H. Tamehiro, N. Yamada, H. Matsuda // Trans ISIJ. – 1985. – № 25. – P. 54-61.
31. Малышевский, В.А. Производство конвертерной стали с повышенной хладо- и коррозионной стойкостью / В.А. Малышевский, Ю.А. Шульте и др. // Сталь. – 1988. – № 12. – С.24-27.
32. Малышевский, В.А. Высокопрочная хладостойкая свариваемая сталь для корпусов судов арктического плавания, ледоколов и плавучих установок / В.А. Малышевский, Л.В. Грищенко // Сборник «Судостроительная промышленность», ЦНИИ «Румб». – 1988. – С. 45-50.
33. Солнцев, Ю.П. Конструкционные стали и сплавы для низких температур / Ю.П. Солнцев, Г.А. Степанов. – М.: Металлургия, 1985.– 271 с.
34. Солнцев, Ю.П. Стали для Севера и Сибири / Ю.П. Солнцев, Т.И. Титова. – СПб.: Химиздат, 2002. – 352 с.
35. Солнцев Ю.П. Хладостойкие стали и сплавы / Ю.П. Солнцев. – СПб.: Химиздат, 2005. – 480 с.
36. Одесский, П.Д. Предотвращение хрупких разрушений металлических сварных конструкций / П.Д. Одесский, И.И. Ведяков, В.М. Горпинченко. – М.: СП «Интермет Инжиниринг», 1998.

37. НД № 2-020101-095 Правила классификации и постройки морских судов. Часть II. Корпус. – С-Пб.: Российский морской регистр судоходства, 2017. – 229 с.
38. Гусев, М.А. Сертификация судостроительных материалов для судов, эксплуатирующихся в условиях Арктики / М.А. Гусев, А.В. Ильин, А.В. Ларионов // Судостроение. – 2014. – №5 (816). – С. 39-43.
39. Орлов, А.Н. Границы зерен в металлах / А.Н. Орлов, В.Н. Перевезенцев, В.В. Рыбин. – М.: Металлургия – 156 с.
40. Гривняк, И. Свариваемость сталей / И. Гривняк. – М.: Машиностроение, 1984. – 216 с.
41. Малахов, Н.В. Структурная неоднородность и методы ее снижения для повышения качества конструкционных сталей / Н.В. Малахов, Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова, А.А. Казаков // Вопросы материаловедения. – 2009. – № 3 (59). – С. 52-64.
42. Трефилов, В.И. Физические основы прочности тугоплавких металлов / В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов. – Киев: Наукова думка, 1975. – 316 с.
43. Панин, В.Е. Структурные уровни пластической деформации и разрушения // В.Е. Панин, Ю.В. Гриняев, В.И. Данилов и др. – Новосибирск: Наука, 1990. – 255 с.
44. Рыбин, В.В. Большие пластические деформации и разрушение материалов / В.В. Рыбин. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
45. Рыбин, В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации / Рыбин В.В. // Вопросы материаловедения. – 2002. – № 1 (29). – С. 11-33.
46. Панин, В.Е. Масштабные уровни пластической деформации и разрушения наноструктурных материалов / В.Е. Панин, А.В. Панин // Нанотехника. – 2005. – № 3. – С. 28-42.
47. Панин, В.Е. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / В.Е. Панин, Ю.В. Гриняев, В.И. Данилов. – Новосибирск: Наука, 1990. – 225 с.
48. Barr, W. Brittle fracture in mild-steel plates / W. Barr, C. Tipper // The Journal of the Iron and Steel Institute. – 1947. – 157. – P. 223.
49. Pickering, F.B. Metallurgical developments in carbon steels / F.B. Pickering, T. Gladman // The Journal of the Iron and Steel Institute. – 1963. – 81. – P. 10–25.
50. Mintz, B. Structure-property relationships in ferrite-pearlite steels / B. Mintz, G. Peterson, A. Nassar // Ironmaking and Steelmaking. – 1994. – 21. – P. 215–222.
51. Hanamura, T. Ductile-brittle transition temperature of ultrafine ferrite/cementite microstructure in a low carbon steel controlled by effective grain size / T. Hanamura, F. Yin, K. Nagai // The Iron and Steel Institute of Japan. – 2004. – 44. – P. 610–617.
52. Lambert-Perlade, A. Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affected zone microstructures of a high-strength low alloy steel / A. Lambert-Perlade, A.F. Gourgues, J. Besson, T. Sturel, A. Pineau // Metallurgical and Materials Transactions: A. – 2004. 35. – P. 1039–1053.
53. Wang, C. Effect of microstructural refinement on the toughness of low carbon martensitic steel / C. Wang, M. Wang, J. Shi, W. Hui, H. Dong // Scripta Materialia. – 2008. – 58. – P. 492–495.
54. Morris Jr., J.W. On the ductile-brittle transition in lath martensitic steel / J.W. Morris Jr. // The Iron and Steel Institute of Japan. – 2011. – 51. – P. 1569–1575.



55. Bhattacharjee, D. Charpy-impact-toughness prediction using an 'effective' grain size for thermomechanically controlled rolled microalloyed steels / D. Bhattacharjee, J.F. Knott, C.L. Davis // *Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 2004. – 35. – P. 121–130.
56. Hwang, B. Correlation of microstructure and mechanical properties of thermomechanically processed low-carbon steels containing boron and copper / B. Hwang, C.G. Lee, T.-H. Lee // *Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 2010. – 41. – P. 85–96.
57. Hwang, B. Low-temperature toughening mechanism in thermomechanically processed high-strength low-alloy steels / B. Hwang, C.G. Lee, S.-J. Kim // *Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 2011. – 42. – P. 717–728.
58. Sung, H.K. Effects of B and Cu addition and cooling rate on microstructure and mechanical properties in low-carbon, high-strength bainitic steels / H.K. Sung, S.Y. Shin, B. Hwang, C.G. Lee, S. Lee // *Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 2012. – 43. – P. 3703–3714.
59. Gutiérrez, I. Effect of microstructure on the impact toughness of Nb-microalloyed steel: generalisation of existing relations from ferrite–pearlite to high strength microstructures / I. Gutiérrez // *Materials Science and Engineering: A.* – 2013. – 571. – P. 57–67.
60. Morris, J.W. Microstructure and cleavage in lath martensitic steels / J.W. Morris, C. Kinney, K. Pytlewski, Y. Adachi // *Science and Technology of Advanced Materials.* – 2013. – 14.
61. Kaijalainen, A.J. Effect of austenite grain structure on the strength and toughness of direct- quenched martensite / A.J. Kaijalainen, P.P. Suikkanen, T.J. Linnell, L.P. Karjalainen, J.I. Kömi, D.A. Porter // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2013. – 577. – P. 642–648.
62. Isasti, N. Microstructural features controlling mechanical properties in Nb-Mo microalloyed steels. Part II: impact toughness / N. Isasti, D. Jorge-Badiola, M.L. Taheri, P. Uranga // *Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 2014. – 45. – P. 4972–4982.
63. Jia, T. Effects of microstructure on CVN impact toughness in thermomechanically processed high strength microalloyed steel / T. Jia, Y. Zhou, X. Jia, Z. Wang // *Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 2016. – 48. – P. 685–696.
64. Han, J. The effects of prior austenite grain boundaries and microstructural morphology on the impact toughness of intercritically annealed medium Mn steel / J. Han, A.K. da Silva, D. Ponge, D. Raabe, S.-M. Lee, Y.-K. Lee, S.-I. Lee, B. Hwang // *Acta Materialia* – 2017. – 122. – P. 199–206.
65. Орлов, В.В. Принципы управляемого создания структурных элементов наноразмерного масштаба в трубных сталях при значительных пластических деформациях/ В.В. Орлов // *Вопросы материаловедения.* - 2011. - № 2 (66). - С. 5-17.
66. Смирнов, М.А. Влияние ферритно-бейнитной структуры на свойства высокопрочной трубной стали / М.А. Смирнов, И.В. Пышминцев, А.Н. Мальцева, О.В. Мушина // *Металлург.* – 2012. - № 1. – С. 55-62.
67. Bingley, M. Effect of grain size and carbide thickness on impact transition temperature of low carbon structural steels / M.Bingley // *Materials Science and Technology.* -2001 (17). – P.700–714.
68. Казаков, А.А. Влияние структурной анизотропии в ферритно-бейнитных штрипсовых сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств/ А.А. Казаков, Д.В. Киселев, Е.И. Казакова, О.В. Курочкина, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // *Черные металлы.* - 2010. - № 6. - С. 7-13.
69. Кичкина, А.А. Влияние структурной анизотропии ферритно-бейнитной трубной стали на механические свойства при испытаниях на растяжение и ударный изгиб / А.А. Кичкина, М.Ю. Матросов, Л.И. Эфрон, М.Б. Клюквин, А.А. Голованов // *Металлург.* – 2010. - № 12. – С. 33-39.

70. Настич, С.Ю. Особенности ферритно-бейнитной структуры и сопротивление вязким разрушениям высокопрочных трубных сталей / С.Ю. Настич // Деформация и разрушение материалов. – 2012. - № 7. – С. 19-25.
71. Урцев, В.Н. // Формирование структурного состояния высокопрочной низколегированной стали при горячей прокатке и контролируемом охлаждении / В.Н. Урцев, В.Л. Корнилов, А.В. Шмаков, М.Л. Краснов, П.А. Стеканов, С.И. Платов, Е.Д. Мокшин, Н.В. Урцев, В.М. Счастливцев, И.К. Разумов, Ю.Н. Горностырев // Физика металлов и металловедение. – 2019. - Т. 120. - № 12. – С. 1335-1344.
72. Пышминцев, И.Ю. Свойства низкоуглеродистых сталей, содержащих в структуре бейнит / И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, М.А. Смирнов, Н.В. Дементьева // Металлург. – 2009. - № 12. – С. 45-50.
73. Настич, С.Ю. Влияние морфологии бейнитной составляющей микроструктуры низколегированной стали X70 на хладостойкость проката больших толщин / С.Ю. Настич // Металлург. – 2012. – № 3. - С. 62-69.
74. Thridandapani, R.R. The application of stereological analysis in understanding differences in toughness of V- and Nb-microalloyed steels of similar yield strength / R.R. Thridandapani, R.D.K. Misra, T.Mannering, D.Panda, S. Jansto // Materials Science and Engineering A. – 2006. – P. 285-291.
75. Hu, J. On the determining role of acicular ferrite in V-N microalloyed steel in increasing strength-toughness combination / J.Hu, L.X. Du, M. Zang, S.J. Yin, Y.G. Wang, X.Y. Qi, X.H. Gao, R.D.K. Misra // Materials Characterization. – 2016. – V. 118. – P. 446-453.
76. Настич, С.Ю. Структурообразование высокопрочных трубных сталей при термомеханической обработке / С.Ю. Настич, М.Ю. Матросов // Металлург. – 2015. - № 9 – С. 46-54.
77. Takayama, N. Furuvara T. Effects of transformation temperature on variant pairing of bainitic ferrite in low carbon steel / N. Takayama, G. Miyamoto, T. Furuvara // Acta Materialia. – 2012. - V. 60. - P. 2387–2396.
78. Krauss, G. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow- carbon Steels/ G.Krauss, S.Thomson // ISIJ International. - 1995. - V. 35. - № 8. - P. 937-945.
79. Матросов, М.Ю. Особенности и классификация структур низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных трубных сталей / М.Ю. Матросов, И.В. Лясоцкий, А.А. Кичкина, Д.Л. Дьяконов, А.А. Ефимов //Сталь. - № 1. – 2012 - С.65-74.
80. Шейнман, Е.Л. Классификация микроструктуры сталей Международного института сварки / Е.Л. Шейнман // Сварочное производство. -2006. - № 7. – С. 33-37.
81. Пышминцев, И.Ю. Структура и свойства сталей для магистральных трубопроводов / И.Ю. Пышминцев, М.А.Смирнов // Екатеринбург: «Издательство УМЦ УПИ» - 2019. - 242 с.
82. Furuvara, T. Variant Selection in Grain Boundary Nucleation of Upper Bainite / T. Furuvara, H. Kawata, S. Morito, G. Miyamoto, T. Maki // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2008. -Vol. 39A. – P. 1003–1013.
83. Счастливцев, В.М. Структура пакета мартенсита в конструкционных сталях / В.М. Счастливцев, Л.Б. Блинд, Д.П. Родионов, Н.Л. Яковлева // ФММ. – 1988. – Т. 66. – С. 759-769.
84. Субраманиан, С. Использование метода ДОЭ в исследовании высокоугловых границ для борьбы с хрупким разрушением трубных сталей, микролегированных ниобием / С. Субраманиан, Л.Коллинз, Ч. Мяо, И. Ян, Ч. Шан // Производство, испытания и практическое

использование труб большого диаметра категорий прочности X80/X90: Сборник трудов международной конференции – М.: Metallurgizdat. - 2013. – С. 57-67.

85. Morito, S. Effect of austenite grain size on the morphology and crystallography of lath martensite in low carbon steels/ S. Morito, H. Saito, T. Ogawa, T. Furuhashi, T. Maki // ISIJ International. – 2005. – V. 45. – N. 1. – P. 91–94.

86. Рыбин, В.В. Высокопрочные свариваемые улучшаемые стали / В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова. - СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та. - 2016. - 212 с.

87. Горынин, И.В. Принципы легирования, фазовые превращения, структура и свойства хладостойких свариваемых судостроительных сталей / И.В. Горынин, В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова // Металловедение и термическая обработка металлов. -2007. - №1. - С.9-15.

88. Горынин, И.В. Хладостойкие стали для технических средств освоения арктического шельфа / И.В. Горынин, В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова // Вопросы материаловедения. - 2009. - № 3 (59). - С. 108-126.

89. Счастливцев, В.М. Влияние термомеханической обработки на хладостойкость низколегированной низкоуглеродистой свариваемой стали / В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, Л.Ю. Егорова, И.В. Гервасьева, А.А. Круглова, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // Физика металлов и металловедение. - 2010. - Т. 109. - № 3. - С. 314-320.

90. Рудской, А.И. Управление структурой и свойствами сталей при горячей деформации / А.И.Рудской, Н.Г. Колбасников. Заготовительные производства в машиностроении. - 2012. - № 10. - С. 22-30.

91. Чурюмов, А.Ю. Моделирование эволюции микроструктуры металлических материалов в процессе горячей пластической деформации и термической обработки / А.Ю. Чурюмов, А.В. Поздняков // Физика металлов и металловедение. - 2020. - Т.121. - С. 1162-1186.

92. Счастливцев, В.М. Микроструктура и свойства низкоуглеродистой свариваемой стали после термомеханического упрочнения / В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, С.Ю. Клюева, И.В. Гервасьева, А.А. Круглова, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // Физика металлов и металловедение. - 2012. - Т.113. - №5. - С. 507-516.

93. Счастливцев, В.М. Влияние термомеханической обработки на сопротивление хрупкому разрушению низкоуглеродистой низколегированной стали / В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, С.Ю. Дельгадо-Рейна, С.А. Голосиенко, У.А. Пазилова, Е.И. Хлусова // Физика металлов и металловедение. - 2015. - Т.16. - №2. - С.199-209.

94. Макаров, Э.Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей / Э.Л. Макаров. - М.: Машиностроение. - 1981. - 248 с.

95. Козвонин, В.А. Структура, фазовые превращения, механические свойства и хладостойкость низкоуглеродистых мартенситных сталей / В.А. Козвонин, А.А. Шацов, И.В. Ряпосов, М.Г. Закирова, К.Н. Генералова // Физика металлов и металловедение. - 2016. - Т.117. - С. 862-870.

96. Гудремон, Э.А. Специальные стали / Э.А. Гудремон. - М.: Металлургия. - 1960. - Т.1,2. - 1638 с.

97. Григорович, В.К. Электронное строение и термодинамика сплавов железа / В.К. Григорович. - М.: Наука. - 1970. - 292 с.

98. Юм-Розери, В. Атомная теория для металлургов / В. Юм-Розери. - М.:Металлургиздат. - 1955. - 332 с.

99. Панин, В.Е. О природе низкотемпературной хрупкости сталей с ОЦК-решеткой / В.Е. Панин, Л.С. Деревягина, Н.М. Лемешев, А.В. Корзников, А.В. Панин, М.С. Казаченок // Физическая мезомеханика. - 2013. - Т.16. - № 6. - С. 5-12.
100. Ле Мэя, И. Медь в черных металлах / И. Ле Мэя, Л.М.-Д. Шетки, перевод с англ. И.Д. Марчуковой, А.Н. Штейнберга под ред. О.А. Банных. - Сборник статей. - М.: Металлургия. - 1988. - 310 с.
101. Одесский, П.Д. О применении ванадия и ниобия в микролегированных сталях для металлических конструкций / П.Д. Одесский, Л.А. Смирнов // Сталь. - 2005. - № 6. - С. 116-123.
102. Fernandez, A.I. Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb-Ti microalloyed steels / A.I. Fernandez, P. Uranga, B. Lopez, J.M. Rodrigues-Ibabe // Materials Science and Engineering: A. - 2003. - A 361. - P. 367-376.
103. Сошина, Т.В. Влияние микролегирования ниобием на рекристаллизационные процессы в аустените низкоуглеродистых легированных сталей / Т.В. Сошина, А.А. Зисман, Е.И. Хлусова // Вопросы материаловедения. - 2013. - №1 (73). - С. 31-36.
104. Горбачев, И.И. Моделирование размера аустенитного зерна микролегированных сталей на основе моделирования эволюции карбонитридных выделений/ И.И. Горбачев, А.Ю. Пасынков, В.В. Попов // Физика металлов и металловедение. - 2015. - Т. 116. - № 11. - С. 1184-1191.
105. Горбачев, И.И. Моделирование эволюции карбонитридных частиц сложного состава при горячей деформации низколегированной стали/ И.И. Горбачев, А.Ю. Пасынков, В.В. Попов // Физика металлов и металловедение. - 2018. - Т.119. - С. 817-826.
106. Wilson, J. Dispersion strengthening in vanadium microalloyed steels processed by simulated thin slab casting and direct charging. Part 2 – Chemical characterisation of dispersion strengthening precipitates / J. Wilson // Materials Science and Technology. - 2007.
107. Голиков, И.Н. Ванадий в стали / И.Н. Голиков, М.И. Гольдштейн, И.И. Мурзин. - М.: Металлургия. - 1968. - 496 с.
108. Горбачев, И.И. Термодинамические расчеты карбонитридообразования в малоуглеродистых низколегированных сталях с V, Nb и Ti / И.И. Горбачев, В.В. Попов, А.Ю. Пасынков // Физика металлов и металловедение. - 2014. - Т. 115. - № 1. - С. 74-81.
109. Горбачев, И.И. Моделирование эволюции ансамбля выделений в сталях с V и Nb / И.И. Горбачев, В.В. Попов, А.Ю. Пасынков // Физика металлов и металловедение. - 2015. - Т. 116. - № 4. - С. 337-387.
110. Голосиенко, С.А. Новые высокопрочные хладостойкие стали для арктического применения / С.А. Голосиенко, Т.В. Сошина, Е.И. Хлусова // Производство проката. – 2014. - № 2. – С. 17-24.
111. Патент РФ № 2507295. Высокопрочная хладостойкая Агс-сталь / В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова, С.А. Голосиенко, Н.Ф. Хомякова, В.Г. Миллюц, А.Г. Павлова, У.А. Пазилова, С.Ю. Афанасьев, А.А. Гусев // Бюллетень изобретений № 5 от 20.02.2014.
112. Башаев, В.К. Хладостойкость высокопрочной легированной стали с пределом текучести 500 МПа / В.К. Башаев, Г.Д. Мотовилина, В.В. Рябов, М.А. Гусев // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. - 2014. - вып. № 37. - С. 29-38.
113. Бернштейн, М.Л. Термомеханическая обработка стали / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капуткина. – М.:Металлургия. - 1983 – 479 с.
114. Матросов, Ю.И. Контролируемая прокатка – многостадийный процесс ТМО низколегированных сталей / Ю.И. Матросов //Сталь. – 1987. - №3. – с.75-80.

115. Эфрон, Л.И. Металловедческие основы получения хладостойких трубных сталей путем высокотемпературной контролируемой прокатки / Л.И. Эфрон, В.И. Ильинский, А.В. Голованов, Ю.Д. Морозов // *Сталь*. - 2003. - №6. - с.69 – 72.
116. Бернштейн, М.Л., Структура деформированных металлов / М.Л. Бернштейн. - М.: Металлургия. - 1977. – 432 с.
117. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина - М.: Изд-во МИСиС. - 2005. - 432 с.
118. Коджаспиров, Г.Е. Физические основы и ресурсосберегающие технологии изготовления изделий пластическим деформированием / Г.Е. Коджаспиров, А.И. Рудской, В.В. Рыбин. - СПб.: Наука. - 2006. - 349 с.
119. Хастеркамп, Ф. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хастеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов, Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон, В.И. Столяров, О.Н. Чевская. - М.: СП Интермет Инжиниринг. - 1999. - 94 с.
120. Рыбин, В. В. Структурные превращения в стали при прокатке с различной степенью и дробностью деформации / В. В. Рыбин, А.С. Рубцов, Г. Е. Коджаспиров // *Физика металлов и металловедение*. - 1984. - Т. 58. - № 4. - С. 774-781.
121. Brown, E. L. On the origin of equiaxed austenite grains that result from the hot rolling of steel / E. L. Brown, A. J. De Ardo // *Metallurgical Transactions*. - 1981. - V. 12A. - P. 39 - 47.
122. Bianchi, J.G. Modelling of dynamic and metadynamic recrystallization during bar rolling of a medium carbon spring steel / J.G. Bianchi, L.P. Kariainen // *Journal of Materials Processing Technology*. - 2005. - № 160. - P. 267-277.
123. Olasolo, M. Effect of austenite microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb–V microalloyed steel / M. Olasolo, P. Uranga, J.M. Rodriguez-Ibabe, B. Lypez // *Materials Science and Engineering: A*. - 2011. - V. 528. - P. 2559–2569.
124. Miaoa, C.L. Recrystallization and strain accumulation behaviors of high Nb-bearing line pipe steel in plate and strip rolling / C.L. Miaoa, C.J. Shang, G.D. Zhang, S.V. Subramanian // *Materials Science and Engineering: A*. - 2010. - V. 527. - P. 4985–4992.
125. Pereda, B. Effect of Mo on dynamic recrystallization behavior on Nb-Mo micro-alloyed steels / B. Pereda, A.I. Fernandez, B. Lopez // *ISIJ International*. - 2007. - V. 47. - № 6. - P. 860-868.
126. A. Matsuzaki, H. K. D. H. Bhadeshia, Effect of austenite grain size and bainite morphology on the overall transformation kinetics of the bainite reaction in steels, *Mater. Sci. and Technol.*, 15, (1999), 518-522.
127. Hodgson, P.D. The static and metadynamic recrystallization behavior of an X60 Nb microalloyed steel / P.D. Hodgson, S.H. Zahiri, J.J. Whale // *ISIJ International*. - 2004. - V. 44. - № 7. - P. 1224-1229.
128. Dehgan-Manshadi, A. Hot deformation and recrystallization of austenitic stainless steel: Part 1. Dynamic recrystallization / A. Dehgan-Manshadi, M. Barnett, P. Hodgson // *Metallurgical and Materials Transactions: A*. - 2008. - V. 39A. - P. 1359-1370.
129. Мирзаев, Д.А. Кинетика образования бейнита и пакетного мартенсита. II. Учет незавершенности превращения / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев, В.М. Счастливец, И.Л. Яковлева // *Физика металлов и металловедение*. - 2000. – С. 66-74.
130. Зисман, А.А. Исследование рекристаллизации аустенита стали 09ХН2МД в условиях горячей прокатки методом релаксации напряжений / А.А. Зисман, Е.И. Хлусова, Т.В. Сошина // *Вопросы материаловедения*. - 2012. - №2 (70). - С. 16-28.

131. Частухин, А.В. Кинетика статической рекристаллизации аустенита микролегированных ниобием трубных сталей / А.В. Частухин, Д.А. Рингинен, Г.Е. Хадеев, Л.И. Эфрон // *Металлург.* - 2015. - № 12. - С. 33-38.
132. Частухин, А.В. Разработка моделей структурообразования аустенита для совершенствования стратегий горячей прокатки трубных сталей / А.В. Частухин, Д.А. Рингинен, Л.И. Эфрон, Д.С. Астафьев, С.В. Головин // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* - 2016. - № 3. - С. 39-53.
133. Салганик, В.М. Рациональные режимы контролируемой прокатки на стане «5000» трубной заготовки с пониженной температурой / В.М. Салганик, А.В. Шмаков, В.В. Попов // *Сталь.* - № 10. – 2009. - с. 47-50.
134. Погоржельский, В.И. Контролируемая прокатка / В.И. Погоржельский, Д.А. Литвиненко. - М.: Металлургия - 1979. - 183с.
135. Хлусова, Е.И. Особенности формирования структуры толстолистовой низкоуглеродистой стали при термомеханической обработке / Е.И. Хлусова, В.В. Орлов, М.С. Михайлов // *Деформация и разрушение материалов.* - № 6 - 2007. - С. 18-24.
136. Новиков, И.И. Дефекты кристаллической решетки / И.И. Новиков. - М.: Металлургия. - 1983. – 232 с.
137. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. - М.: Металлургия - 1986. - С. 54.
138. Гольдштейн, М.И. Дисперсионное упрочнение стали / М.И. Гольдштейн, В.М. Фарбер. - М.: Металлургия. – 1979. - 208 с.
139. Казаков, А.А. Исследование термовременной природы неметаллических включений с целью повышения металлургического качества высокопрочных трубных сталей / А.А. Казаков, П.В. Ковалев, С.В. Рябошук, А.Б. Милейковский, Н.В. Малахов // *Черные металлы* – 2009. - С.5-11.
140. Казаков, А.А. Металлургическая экспертиза как основа определения природы дефектов металлопродукции / А.А. Казаков, П.В. Ковалев, С.В. Рябошук, Н.В. Малахов, А.Б. Милейковский, С.Д. Зинченко, А.А. Немтинов // *Черные металлы.* -2007. – С.17-23.
141. Тикинк, В. Примеси в легирующих материалах сталеплавильного производства и их влияние на выплавку и разливку / В. Тикинк, А. Овербосх, П. Брурсен, Р. Коотер, М. Рейндерс, Л. Алдерс // *Черные металлы.* - 2013, с.44-49.
142. Башаев, В.К. Об определении хладостойкости современных высокопрочных сталей для арктических конструкций / В.К. Башаев, А.В. Ильин, В.Ю. Филин, М.А. Гусев // *Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства.* - Вып. 38/39.-2015.- С.74-79.
143. Ильин, А.В. О соотношении локальных и энергетического критериев нестабильного хрупкого разрушения хладостойких сталей / А.В. Ильин, В.Ю. Филин // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* – 2013. - т. 79. - №12. - С. 44-49.
144. Евенко, В.И. Проблемы аттестации высокопрочных хладостойких материалов для конструкций арктического шельфа России, применение расчётных оценок сопротивления хрупкому разрушению для обоснования требований к сталям и сварным соединениям / В.И. Евенко, В.К. Башаев, А.В. Ильин, В.П. Леонов, В.Ю. Филин, Е.Г. Щёголева // *Вопросы материаловедения* – 2009. - вып.3(59). - С. 17-37.
145. Филин, В.Ю. Контроль качества сталей для крупногабаритных сварных конструкций Арктического шельфа. Применение российских и зарубежных требований / В.Ю. Филин // *Вопросы материаловедения.* – 2019. - № 2 (98). – С. 136-153.



146. Ильин, А.В. О формулировке локального критерия хрупкого разрушения для прогнозирования трещиностойкости высокопрочной стали / А.В. Ильин, А.А. Лаврентьев, А.В. Мизецкий // Вопросы материаловедения. - 2020. - № 3 (103). - С. 114-134.
147. Филин, В.Ю. Контроль качества сталей для крупногабаритных сварных конструкций Арктического шельфа. Применение российских и зарубежных требований / В.Ю. Филин // Вопросы материаловедения. - 2019. - № 2 (98). - С. 136-153.
148. Маркадеева, А.Ю. Исследование трещиностойкости зоны термического влияния сварных соединений сталей, применяемых для арктических конструкций / А.Ю. Маркадеева, А.В. Ильин, М.А. Гусев // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. - 2018. - № 1 (43). - С. 43-51.
149. Сыч, О.В. Характеристики работоспособности новых хладостойких сталей с индексом «Аrc» для применения в Арктике / О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, М.А. Гусев, М.Е. Юрков // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. - 2018. - вып. № 50/51. - С. 30-40.
150. Tao, J. Wang. Effect of Microstructure on CVT Impact Toughness in Thermomechanically Processed High Strength Microalloyed Steel / J. Tao, Z. Yanlei, J. Xiaoxiao, W. Zhaodong // Metallurgical and materials transactions A. - 2017. - V. 48A. - P. 685-696.
151. Лаврентьев, А.А. Сопротивление хрупкому разрушению высокопрочной среднелегированной стали и его связь с параметрами структурного состояния / А.А. Лаврентьев, С.А. Голосиенко, А.В. Ильин, М.С. Михайлов, Г.Д. Мотовилина, С.Н. Петров, К.Е. Садкин // Вопросы материаловедения. - 2019. - № 3(99). - С. 128-147.
152. Bingley, MS. Effect of grain size and carbide thickness on impact transition temperature of low carbon structural steels / MS. Bingley // Materials Science and Technology. - 2001. - 17. - P. 700-714.
153. Трефилов, В.И. Роль типа межатомной связи при хрупком разрушении. В кн.: Физическая природа хрупкого разрушения металлов / В.И. Трефилов. - Киев: Наукова думка. - 1965. - С.22-54.
154. Мороз, Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов / Л.С. Мороз. - Ленинград: «Машиностроение». - 1984. - 224с.
155. Margolin, B.Z. Prediction of the fracture toughness of reactor steels in the probability statement on the local approach. Report 1 / B.Z. Margolin, A.G. Gulebko, V.A. Shvetsova // Прикладная механика. - 1999. - Т. 20. - № 1. - С. 5-20.
156. Margolin, B.Z. Prediction of the fracture toughness of reactor steels in the probability statement on the local approach. Report 2 / B.Z. Margolin, A.G. Gulebko, V.A. Shvetsova // Прикладная механика. - 1999. - Т. 35. - № 4. - С. 5-22.
157. Счастливец, В.М. Микроструктура и свойства низкоуглеродистой свариваемой стали после термомеханического упрочнения / В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, С.Ю. Клюева, И.В. Гервасьева, А.А. Круглова, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // Физика металлов и металловедение. - 2012. - Т. 113. - №5. - С. 507-516.
158. Рыбин, В.В. Торможение микротрещины в субзеренной структуре / В.В. Рыбин, А.Н. Вергазов // Физика металлов и металловедение. - 1975. - № 41. - С.220-223.
159. Нестерова, Е.В. Наследование разориентаций и модель формирования структуры бейнита в низкоуглеродистых сталях под влиянием деформации аустенита / Е.В. Нестерова, Н.Ю. Золоторевский, Ю.Ф. Титовец, Е.И. Хлусова // Вопросы материаловедения. - 2011. - № 4 (68). - С. 17-26.

160. Горынин, И.В. Экономнолегированные стали с наномодифицированной структурой для эксплуатации в экстремальных условиях / И.В. Горынин, В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова, Е.В. Нестерова, В.В. Орлов, Г.Ю. Калинин // Вопросы материаловедения. - 2008. - 2 (54). - С. 7-19.
161. Pallaspuo, S. Effect of microstructure on the impact toughness transition temperature of direct-quenched steels / S. Pallaspuo, A. Kaijalainen, S. Mehtonen, J. Kömi, Z. Zhang, D. Porter // Materials Science & Engineering. – 2017.
162. Зисман, А.А. Панорамный кристаллографический анализ эволюции структуры при отпуске низкоуглеродистой мартенситной стали / А.А. Зисман, Н.Ю. Золоторевский, С.Н. Петров, Е.И. Хлусова, Е.А. Яшина // МиТОМ. – 2018. - № 3 (753). – С 10-17.
163. Золоторевский, Н.Ю. Влияние размера зерна и деформационной субструктуры аустенита на кристаллогеометрические особенности бейнита и мартенсита низкоуглеродистых сталей / Н.Ю. Золоторевский, А.А. Зисман, С.Н. Панпурин, Ю.Ф. Титовец, С.А. Голосиенко, Е.И. Хлусова // МиТОМ. - 2013. - № 10 (700). - С. 39-48.
164. Guo, Z. On coherent transformations in steel / Z. Guo, C.S. Lee, J.W.Jr. Morris // Acta Mater. - 2004. – V. 52. - P. 5511-5518.
165. Byouchul, H. Low-temperature toughening mechanism in thermomechanically processed high-strength low-alloy steels / H. Byouchul, G. L. Chang, K. Sung-Joon // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2011. –V. 42A. - P. 717-728.
166. Morito, S. The morphology and crystallography of lath martensite in alloy steels / S. Morito, X. Huang, T. Furuhashi, T. Maki, N. Hansen // Acta Mater. – 2006. – V. 54. - P. 5323-5331.
167. Kaijalainen, A. Tempering of direct quenched low-alloy ultra-high-strength steel, Part I – microstructure / A. Kaijalainen, S. Pallaspuo, D.A. Porter // Adv. Mater. Res. - 922 (2014). - P. 316–321.
168. Hannula, J. Effect of boron on the strength and toughness of direct-quenched low-carbon niobium bearing ultra-high-strength martensitic steel / J. Hannula, J. Kömi, D.A. Porter, M.C. Somani, A. Kaijalainen, P. Suikkanen, J.-R. Yang, S.-P. Tsai // Metall. Mater. Trans. A. – 2017. - P 1–13.
169. Lehto, P. Influence of grain size distribution on the Hall-Petch relationship of welded structural steel / P. Lehto, H. Remes, T. Saukkonen, H. Hänninen, J. Romanoff // Mater. Sci.Eng. A. - 592 (2014). – P. 28–39.
170. Pineau, A. Overview article failure of metals I—brittle and ductile fracture/ A. Pineau, A. Benzerga, T. Pardoen // ActaMater. - 107 (2016). – P.424–483.
171. Судьин, В.В. Сопоставление влияния микроструктурных факторов на ударную вязкость околошовной зоны сварных труб класса прочности К60 / В.В.Судьин, П.П.Степанов, М.М.Кантор, Л.И.Эфрон, К.Г.Воркачев, С.В.Жарков // Сталь. – 2022. - № 1. – С. 44-50.
172. Голубева, М.В. Исследование механических свойств и характера разрушения новой экономнолегированной хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 690 МПа / М.В. Голубева, О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, Г.Д. Мотовилина // Авиационные материалы и технологии. - 2017. - № 4 (49). - С. 19-24.
173. Эфрон, Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали / Л.И. Эфрон. – М.: Металлургиздат. - 2012. – 696 с.
174. Пышминцев, И.Ю. Свойства низкоуглеродистых сталей, содержащих в структуре бейнит / И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, М.А. Смирнов, Н.В. Дементьева // Металлург. – 2009. - № 12. – С. 45-50.

175. Hu, J. On the determining role of acicular ferrite in V-N microalloyed steel in increasing strength-toughness combination / J. Hu, L.X. Du, M. Zang, S.J. Yin, Y.G. Wang, X.Y. Qi, X.H. Gao, R.D.K. Misra // *Materials Characterization*. – 2016. – V. 118. – P. 446-453.
176. Фарбер, В.М. Вклад различных структурных факторов в формирование прочностных свойств сталей класса прочности К65 / В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев, А.Б. Арабей, О.В. Селиванова, О.Н. Полухина // *Материаловедение и нанотехнологии*. - 2012г. - С. 46-49.
177. Счастливец, В.М. Исследование структуры и свойств низколегированной хладостойкой стали 10ГНБ, произведенной по различным технологическим схемам производства / В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева // *Вопросы материаловедения*. – 2008. - №1(53). - С. 7-20
178. Isasti, N. Microstructural Features Controlling Mechanical Properties in Nb-Mo Microalloyed Steels. Part I: Yield Strength / N. Isasti, D. Jorge-Badiola, M. L. Taheri, P. Uranga // *Metallurgical And Materials Transactions A*. – 2014. - P.4960-4971.
179. Isasti, N. Microstructural Features Controlling Mechanical Properties in Nb-Mo Microalloyed Steels. Part II: Impact Toughness / N. Isasti, D. Jorge-Badiola, M. L. Taheri, P. Uranga // *Metallurgical And Materials Transactions A*. – 2014. - P.4972-4982.
180. Isasti, N. Phase Transformation Study in Nb-Mo Microalloyed Steels Using Dilatometry and EBSD Quantification / N. Isasti, D. Jorge-Badiola, M. L. Taheri, P. Uranga // *Metallurgical And Materials Transactions A*. – 2013. - P. 3552-3563.
181. Круглова, А.А. Влияние химического состава термической и деформационной обработок на размер аустенитного зерна в низкоуглеродистой стали / А.А. Круглова, В.В. Орлов, Е.И. Хлусова. // *Материаловедение и термическая обработка металлов*. – 2007. - №12(630). - С.3-8.
182. Tao, J. The Effect of Solute Nb on the Austenite-to-Ferrite Transformation / J. Tao, M. Militzer // *Metallurgical And Materials Transactions A*. – 2015. - P. 614-621.
183. Kang, M.H. The Mechanism Of Hot Ductility Loss And Recovery In Nb-Bearing Low Alloy Steels / M.H. Kang, J.S. Lee, Y.M. Koo, S.J. Kim // *Metallurgical And Materials Transactions A*. – 2014. - P.4302-4306.
184. Petrov, R. Microstructure and texture of a lightly deformed TRIP-assisted steel characterized by means of the EBSD technique / R. Petrov, L. Kestens, A. Wasilkowska, Y. Houbaert // *Materials Science and Engineering A*. – 2007. – V. 447. – P. 285-297.
185. Круглова, А.А. Влияние термомеханической обработки на структуру, свойства и хладостойкость штрипсовой стали категории К60 для труб большого диаметра магистральных нефтепроводов / А.А. Круглова, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов, А.А. Немтинов // *Металлург*. – 2007. - №2. - С.60-63.
186. Смирнов, М.А. Влияние феррито-бейнитной структуры на свойства высокопрочной трубной стали / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Мальцева, О.В. Мушина // *Металлург*. - № 1. – 2012. - С. 55-62.
187. Шахпазов, Е.Х. Высокопрочные трубные стали нового поколения с феррито-бейнитной структурой / Е.Х. Шахпазов, Ю.Д. Морозов, М.Ю. Матросов, С.Ю. Настич, А.Б. Арабей // *Металлург*. – 2008. - № 8. - С. 39-42.
188. Рыбин, В.В. Высокопрочные стали для магистральных трубопроводов / В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов, Е.Х. Шахпазов, Ю.Д. Морозов, С.Ю. Настич, М.Ю. Матросов // *Вопросы материаловедения*. – 2009. - №3. - С. 127-138.

189. Смирнов, М.А. Роль структурных составляющих в формировании свойств современных высокопрочных сталей для магистральных трубопроводов / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Мальцева // Наука и техника в газовой промышленности. - № 4. – 2011. - С. 46-52.
190. Hutchinson, B. Texture in hot rolled austenite and resulting transformation products / B. Hutchinson, L. Ryde, E. Lindh, K. Tagashira // Materials Science and Engineering. - A257. – 1998. - P.9- 17.
191. Hackenberg, R.E. Morphology and three-dimensional structure of ferrite formed below the bay in an Fe-C-W alloy / R.E. Hackenberg, D.P. Nordstrov, G.J. Sheflet // Scripta Materialia. - 47 (2002). – P. 357 – 362.
192. Dramfitt, B.L. A perspective on the morphology of bainite / B.L. Dramfitt, J.G. Speer // Metal. Trans. - V. 21A. – 1990. - P 817 – 829.
193. Krauss, G. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow – carbon Steels / G. Krauss, S.W. Thompson // ISIJ International. - V. 35 (1995). - №. 8. - P. 937 – 945.
194. Bhadeshia, H.K.D.H. Bainite in steels / H.K.D.H. Bhadeshia // The Institute of Materials. - London, UK. – 1992. - 468 p.
195. Мирзаев, Д.А. Фазовые и структурные превращения в сталях. Бейнитное превращение в сталях / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев, В.М. Счастливец, И.Л. Яковлева // Сборник трудов школы-семинара. – Магнитогорск. – 2001. - С.121-156.
196. Пышминцев, И. Ю. Влияние температуры пластической деформации на структуру и свойства низкоуглеродистой трубной стали. / И. Ю. Пышминцев, А. Н. Борякова, М. А. Смирнов, В. И. Крайнов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. - № 1. – 2010. – С. 35-40.
197. Счастливец, В.М. Структура и свойства конструкционных сталей после термомеханической обработки в бейнитной области температур / В.М. Счастливец, Ю.В. Калетина, М.А. Смирнов, А.Ю. Калетин // Деформация и разрушение материалов. - № 4. – 2011. - С. 1-8.
198. Матросов, М.Ю. Изменение структуры и механических свойств толстолистовой феррито-бейнитной высокопрочной трубной стали под воздействием термической обработки / М.Ю. Матросов, О.П. Таланов, И.В. Лясоцкий, А.А. Кичкина// Металловедение и термическая обработка металлов. - № 5 (671). – 2011. - С.19-24.
199. Коротовская, С.В. Влияние параметров пластической деформации на формирование ультрамелкозернистой структуры в низколегированных бейнитных сталях / С.В. Коротовская, Е.В. Нестерова, В.В. Орлов, Е.И. Хлусова // Вопросы материаловедения. – 2011. - 1(65). - С. 100-109.
200. Круглова, А.А. Освоение технологии термомеханического упрочнения стали повышенной категории прочности марок FW и F32W с пределом текучести 235 – 315 МПа в толщинах до 50 мм на ЧерМК ОАО «Северсталь». / А.А. Круглова, В.В. Орлов, В.А. Сувориков, Е.И. Хлусова, В.К. Башаев // Научно-технический сборник РМРС. СПб. – 2008. - Выпуск № 31. - С.176-188.
201. Рыбин, В.В. Высокопрочные стали для магистральных трубопроводов / В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов, Е.Х. Шахпазов, Ю.Д. Морозов, С.Ю. Настич, М.Ю. Матросов // Вопросы материаловедения. – 2009. - №3. - С.127-138.
202. Komizo, Y. CTOD properties and M-A constituent in the HAZ of C-Mn microalloyed steel / Y. Komizo, Y. Fukada // Quarterly J. Japan Weld. Soc. - 1988. - V.6. - №1. - P. 41-46.

203. Орлов, В.В. Влияние структурной неоднородности на механические свойства и характеристики работоспособности высокопрочных трубных сталей класса прочности X70 – X100 / В.В. Орлов, А.В. Ильин, Е.И. Хлусова, А.А. Казаков, М.А. Гусев // Сборник трудов XVIII международной научно-технической конференции «Трубы-2010».
204. Хлусова, Е.И. Исследование влияния отпуска на изменение структуры и свойств высокопрочной штрипсовой стали класса прочности X90-X100 после термомеханической обработки / Е.И. Хлусова, В.В. Орлов, Г.Д. Мотовилина, А.М. Корчагин, М.Ю. Матросов // *Металлург.* - 2010. - № 11. - С. 68-73.
205. Cao, R. Micromechanism of decrease of Impact Toughness in coarse-grain heat-affected zone of HSLA steel with increasing welding heat input / R. Cao, J. Li, D.S. Liu, J.Y. Ma, J.H. Chen // *Metallurgical and Materials Transactions A.* - 2015. - V. 46A. - № 7. - P.2999-3014.
206. Казаков, А.А. Влияние структурной анизотропии в ферритно-бейнитных штрипсовых сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств / А.А. Казаков, Д.В. Киселев, Е.И. Казакова, О.В. Курочкина, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // *Черные металлы.* - 2010. - № 6. - С. 7-13.
207. Казаков, А.А. Разработка методов оценки микроструктурной неоднородности трубных сталей / А.А. Казаков, Е.И. Казакова, Д.В. Киселев, Г.Д. Мотовилина // *Черные металлы.* – 2009. - №12. - С. 12-17.
208. Kazakov, A.A. Investigation method of pipe steel's structure / A.A. Kazakov, E.I. Kazakova, D.V. Kiselev, O.V. Kurochkina. Patent RUS 2449055. – 2010.
209. Коротовская, С.В. Исследование взаимосвязи характеристик работоспособности и структуры зоны термического влияния в сталях ферритно-бейнитного класса / С.В. Коротовская, О.В. Сыч, Е.И. Хлусова // *Вопросы материаловедения.* – 2020. – № 1 (101). - С. 16-26.
210. Ефимов, И.В. Влияние технологических параметров высокочастотной сварки на микроструктуру и хладостойкость сварного соединения стальных труб большого и среднего диаметра / И.В. Ефимов, П.П. Степанов, А.Е. Сорокин, О.А. Багмет, А.В. Краснов, Л.И. Эфрон // *Металлург.* – 2023. - № 2. – С.76-85.
211. Эфрон, Л.И. Исследование свариваемости низкоуглеродистых трубных сталей методом имитации термических циклов сварки // Л.И. Эфрон, П.П. Степанов, С.В. Жарков, А.В. Частухин // *Металлург.* – 2022. - № 9. –С.13-22.
212. Шафигин, Е.К. Листовой прокат сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА для мостостроения / Е.К. Шафигин, С.А. Голованенко // *Сталь.* – 2000. -№4. - С. 66-70.
213. Кичкина, А.А. Разработка химического состава стали нового поколения с М/А-составляющей в структуре для труб большого диаметра с повышенной деформационной способностью / А.А. Кичкина, М.Ю. Матросов, В.И. Ильинский, П.П. Степанов, Л.И. Эфрон, А.Б. Арабей // *Прочность неоднородных структур ПРОСТ 2023. Сборник трудов XI Евразийской научно-практической конференции.* – Москва. – 2023. - С.39.
214. Терещенко, Н.А. Влияние структуры на статическую трещиностойкость и характер разрушения сварных соединений из трубных сталей класса прочности К60 / Н.А. Терещенко, Т.И. Табатчинова, И.Л. Яковлева, А.Н. Маковецкий, С.В. Шандер // *Физика металлов и материаловедение.* - 2017. - Т.118. - С. 743-751.
215. Казаков, А. А. Методика оценки микроструктурной неоднородности по толщине листового проката из хладостойкой низколегированной стали арктического применения / А.А. Казаков, Д.В. Киселев, О.В. Сыч, Е.И. Хлусова // *Черные металлы.* - 2020. - № 9. - С. 11-19.

216. Казаков, А. А. Количественная оценка структурной неоднородности в листовом прокате из хладостойкой низколегированной стали для интерпретации технологических особенностей его изготовления / А.А. Казаков, Д.В. Киселев, О.В. Сыч, Е.И. Хлусова // Черные металлы. – 2020. - № 11. - С. 4-14.
217. Голи-Оглу, Е.А. Микро- и наноструктурная неравномерность по толщине 100 мм плит из конструкционной стали после ТМО и ТО / Е.А. Голи-Оглу, А.А. Кичкина // Metallurg. – 2016. - № 11 – С. 54-60.
218. Тазов, М.Ф. Исследование неоднородности механических свойств и микроструктуры по толщине листа стали категории прочности К65, изготовленного способом термомеханической обработки / М.Ф. Тазов, Д.С. Цветков, Т.В. Горошко // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2013. - № 2. – С. 72-77.
219. Кудря, А.В. Масштабы неоднородности структур конструкционных материалов и методы ее оценки / А.В. Кудря, Э.А. Соколовская, В.Ф. Танг, Е.В. Погорелов, А.К. Вяткина // Электromеталлургия. - 2022. - № 5. - С. 30-40.
220. Кудря, А.В. Прогноз разрушения материалов с неоднородной структурой / А.В. Кудря, Э.А. Соколовская // Физика металлов и материаловедение. - 2022. - Т. 123. - № 12. - С. 1334-1346.
221. Зисман, А.А. Количественная аттестация бейнито-мартенситных структур высокопрочных легированных сталей методами сканирующей электронной микроскопии / А.А. Зисман, С.Н. Петров, А.В. Пташник // Metallurg. - 2014. - № 11. - С. 91-95.
222. Miyamoto, G. Reconstruction of parent austenite grain structure based on crystal orientation map of bainite with and without ausforming / G. Miyamoto, N. Iwata, N. Takayama, T. Furuhashi // ISIJ International. – 2011. – Vol. 51. – No. 7. – P. 1174–1178.
223. Зисман, А.А. Панорамный кристаллографический анализ эволюции структуры при отпуске низкоуглеродистой мартенситной стали / А.А. Зисман, Н.Ю. Золоторевский, С. Н. Петров, Е.И. Хлусова, Е.А. Яшина // МиТОМ. – 2018. - № 3 (753). – С 10-17.
224. Kang, Jun-Yun Phase analysis of steels by grain-averaged EBSD Functions / Jun-Yun Kang, Do Hyun Kim, Sung-II Baik, Tae-Hong Ahn, Young-Woon Kim, Heung Nam Han, Kyu Hwan Oh, Hu-Chul Lee and Seong Ho Han // ISIJ International. – 2011. – Vol. 51. - No. 1 – P. 130–136.
225. Петров, С.Н. Экспресс-метод определения границ бывшего аустенитного зерна в сталях бейнитно-мартенситного класса по локальным ориентировкам превращенной структуры / С.Н. Петров, А.В. Пташник // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. – №5. – С. 5-12.
226. Miyamoto, G. Mapping the parent austenite orientation reconstructed from the orientation of martensite by EBSD and its application to ausformed martensite / G. Miyamoto, N. Iwata, N. Takayama, T. Furuhashi // Acta Materialia. – 58 (2010) – P. 6393–6403.
227. Miyamoto, G. Accurate measurement of the orientation relationship of lath martensite and bainite by electron backscatter diffraction analysis / G. Miyamoto, N. Takayama, T. Furuhashi // Scripta Materialia. – 60 (2009) – P. 1113–1116.
228. Казаков, А.А. Современные методы оценки качества структуры металлов на основе панорамных исследований с помощью анализатора изображений Thixomet. Перспективные материалы: учебное пособие / А.А. Казаков, Д.В. Киселев. – Т. 5. – Тольятти: Тольяттинский государственный университет, 2013. – 421 с.
229. Kazakov, A. Quantitative description of microstructure for structure-property relationships of pipeline plate steel / A. Kazakov, D. Kiselev, O. Pakhomova // CIS Iron and Steel Review. – 2012. – № 1. – С. 4-12.



230. Кудря, А.В. Возможности цифровизации для контроля качества стали по строению излома / А.В. Кудря, Э.А. Соколовская, Ф.В. Танг, М.И. Сергеев // *Электротехнология*. – 2021. – № 10. – С. 30-38.
231. Kazakov, A.A. Quantitative assessment of microstructural inhomogeneity by thickness of hot-rolled plates made of cold-resistant low-alloy steel for Arctic applications / A.A. Kazakov, D.V. Kiselev, O.V. Sych, E.I. Khlusova // *CIR Iron and Steel Review*. – 2020. – V. 20. – P. 41-49.
232. Соколовская, Э.А. Возможности цифровизации измерений в металловедении для внесения в оценку структур и разрушения количественной меры / Э.А. Соколовская, А.В. Кудря, В.Ю. Пережогин, В.Ф. Танг, Д.Ф. Кодиров, М.И. Сергеев // *Металлург*. – 2022. – № 7. – С. 48-57.
233. Kazakov, A.A. Industrial application of Thixomet image analyzer for quantitative description of steel and alloys microstructure / A.A. Kazakov, D.V. Kiselev // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. – 2016. – T. 5. – № 4. – С. 294-301.
234. Кудря, А.В. Возможности «раскопок данных» производственного контроля в металлургии для прогноза прочности, пластичности и вязкости металлопродукции / А.В. Кудря, Э.А. Соколовская, Д.Ф. Кодиров, Е.В. Босов, В.В. Тимошенко // *Деформация и разрушение материалов*. – 2023. – № 3. – С. 31-40.
235. Липунов, Ю.И. Освоение устройств контролируемого охлаждения листа в потоке стана «5000» ОАО «Северсталь» / Ю.И. Липунов, К.Ю. Эйсмондт, Г.Г. Траянов, Е.В. Некрасова, С.М. Колтышев // *Сталь*. – 2005. – № 3. – С. 55-65.
236. Сыч, О.В. Усовершенствование химического состава и технологических режимов производства штрипса К65–К70 (Х80–Х90) на базе имитационного моделирования / О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов, А.А. Круглова // *Металлург*. – 2013. – № 2. – С. 50-58.
237. Пазилова, У.А. Влияние режимов горячей пластической деформации при закалке с прокатного нагрева на структуру и свойства экономнолегированной высокопрочной стали / У.А. Пазилова, Е.И. Хлусова, Т.В. Князюк // *Вопросы материаловедения*. – 2017. – № 3 (91). – С. 7-19.
238. Коротовская, С.В. Управление процессами структурообразования при термомеханической обработке судостроительных и трубных сталей унифицированного химического состава / С.В. Коротовская, В.В. Орлов, Е.И. Хлусова // *Металлург*. – 2014. – №5. – С. 71-78.
239. Смирнов, М.А. Высокотемпературная термомеханическая обработка и хрупкость сталей и сплавов / М.А. Смирнов, С.Н. Петрова, Л.В. Смирнов – М.: Наука. – 1991. – 168 с.
240. Козлов, Э.В. Закономерности субструктурно-фазовых превращений при пластической деформации мартенситной стали / Э.В. Козлов, Н.А. Попова, Л.Н. Игнатенко // *Изв. Вузов. Физика*. – 1994. – №4. – С.76-82.
241. Козлов, Э.В. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК-сталях при деформации / Э.В. Козлов, Н.А. Конева, Н.А. Попова // *Известия РАН. Серия физическая*. – 2004. – №10. – С.1419-1427.
242. Козлов, Э.В. Масштабная классификация кристаллических тел и ее обоснование / Э.В. Козлов, Ю.Ф. Иванов, Игнатенко [и др.]; под ред. В.А. Лихачева. // *Функционально-механические свойства материалов и их компьютерное конструирование*. – Псков: Филиал СПбГУ. – 1993. – С.90-93.
243. Рингинен, Д.А. Применение методов имитации и воспроизведение процессов в лабораторных условиях для разработки технологических схем термомеханической прокатки /

Д.А. Рингинен, А.В. Частухин и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2014. – №3. – С.28-37.

244. Зисман, А. А. Построение и использование карт структурных изменений при горячей деформации аустенита низкоуглеродистой стали 09ХН2МДФ для оптимизации промышленных технологий / А.А. Зисман, Т.В. Сошина, Е.И. Хлусова // Вопросы материаловедения. – 2013. – № 1(73). – С. 37–47.

245. Сыч, О.В. Разработка термо-деформационных режимов прокатки низколегированной «Агс»-стали с квазигомогенной ферритно-бейнитной структурой / О.В. Сыч, С.В. Коротовская, Н.С. Новосколыцев, Е.И. Хлусова // Вопросы материаловедения. – 2021. – № 2 (106). – С. 7-20.

246. Коротовская, С.В. Влияние микролегирования на особенности структурообразующих процессов при горячей пластической деформации / С.В. Коротовская, О.В. Сыч, Н.С. Новосколыцев, Е.И. Хлусова // Вопросы материаловедения. – 2020. – № 4 (104). – С. 5-16.

247. Колбасников, Н.Г. Физическое моделирование горячей пластичности микролегированной трубной стали при непрерывной разливке и горячей прокатке / Н.Г. Колбасников, М.А. Матвеев, О.Г. Зотов, В.В. Мишин, П.А. Мишнев, С.В. Никонов // Сталь. – 2014. – № 2. – С. 59-64.

248. Колбасников, Н.Г. Физические эксперименты и математическое моделирование для решения проблем формирования структуры основного металла и сварных соединений труб из высокопрочных сталей / Н.Г. Колбасников, М.И. Антонов, А.В. Емельянов. – В книге: Состояние и основные направления развития сварочного производства ПАО "Газпром". Тезисы XI Отраслевого совещания. – пос. Развилка. – 2022. – С. 10.

249. Безобразов, Ю.А. Методика «растяжение – сжатие» для физического моделирования процессов многостадийной пластической деформации металлов / Ю.А. Безобразов, Н.Г. Колбасников, А.А. Наумов // Сталь.– 2014. – № 1. – С. 52-59.

250. Исупова, И.Л. Обзор мат. моделей для описания фазовых превращений в сталях / И.Л. Исупова, П.В. Трусов // Вестник ПНИПУ – с.157-191.

251. Колбасников, Н.Г. О роли мартенситно-аустенитной составляющей бейнитной структуры в формировании свойств трубной стали. 1. влияние параметров ТМО / Н.Г. Колбасников, С.А. Кузин, В.С. Тетерятников, Н.В. Жуков, Р.Р. Адигамов, М.С. Сахаров М.А. Матвеев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2022. – № 2 (800). – С. 3-10.

252. Коджаспиров, Г.Е. Применение пластической деформации в режимах термомеханической обработки при изготовлении заготовок и деталей машин / Г.Е. Коджаспиров // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2005. – № 2. – С. 106-111.

253. Рыбин, В.В. Структурно-кинетические аспекты развитой пластической деформации / В.В. Рыбин // Известия вузов. Физика. – 1991. – №3. – С. 7–22.

254. Пумпянский, Д.А. Влияние температуры чистой прокатки при ТМО низкоуглеродистых высокопрочных трубных сталей на текстуру и сопротивление разрушению / Д.А. Пумпянский, И.Ю. Пышминцев, М.Л. Лобанов, С.Г. Чикалов, Н.В. Урцев, С.В. Денисов, В.Н. Урцев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2023. – № 6 (816). – С. 8-15.

255. Lacroix, S. Influence of deformation on austenite to ferrite transformation in low carbon steels: experimental approach and modeling / S. Lacroix, Y.t Bréche, M. Véron; ed. E.B. Damm and M. Merwin // Austenite Formation and Decomposition. – Warrendale. – PA: ISS/TMS. – 2003.

256. Hanlon, D.N. The effect of plastic deformation of austenite on the kinetics of subsequent ferrite formation / D.N. Hanlon, J. Sietsma, S. van der Zwaag. // *ISIJ Int.* – 2001. – Vol.9. – P.1028 – 1036.

257. Счастливец, В.М. Влияние температуры распада аустенита на морфологию бейнита и свойства низкоуглеродистой стали после термомеханической обработки / В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, С.Ю. Ключева, А.А. Круглова, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // *ФММ.* – 2013. – Т. 114. – № 5. – С. 457–467.

258. Куртева, К.Ю. Влияние режима горячей пластической деформации на текстуру, микроструктуру и механические свойства бейнитной стали после закалки с прокатного нагрева с отпуском / К.Ю. Куртева, Е.А. Яковлева, М.Л. Федосеев, А.А. Зисман, Е.И. Хлусова // *Вопросы материаловедения.* – 2023. – №4 (116). – С. 20-31.

259. Колбасников, Н.Г. Исследование влияния неравномерности температурного поля раската на характер напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации при черновой прокатке на стане 5000 ОАО «Северсталь» / Н.Г. Колбасников, И.А. Шишов, А.А. Беляев // *Сборник: Научно-технический прогресс в чёрной металлургии. I Международная научно-техническая конференция. Ответственный редактор А. Л. Кузьминов.* – 2013. – С. 184-186.

260. Колбасников, Н.Г. Исследование влияния неравномерности температурного поля раската на характер напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации при прокатке толстого листа / Н.Г. Колбасников, И.А. Шишов, А.М. Корчагин, А.А. Беляев // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.* – 2013. – № 4-1 (183). – С. 183-192.

261. Колбасников, Н.Г. Анализ технологий прокатки толстого листа с использованием методов компьютерного моделирования / Н.Г. Колбасников, А.А. Наумов // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.* – 2009. – № 2 (78). – С. 139-145.

262. Колбасников, Н.Г. Тепловые потери при прокатке толстого листа на стане 5000. Часть 2: Теплотери на этапах черновой прокатки, подстуживания, чистовой прокатки / Н.Г. Колбасников, И.А. Шишов, П.А. Глухов, А.А. Беляев // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.* – 2013. – № 3 (178). – С. 183-192.

263. Фомина, О.В. Исследование динамической и статической рекристаллизации в аустенитной азотсодержащей стали в процессе ВТМО / О.В. Фомина, Г.Ю. Калинин, Т.В. Вихарева, В.Б. Грибанова // *Металлург.* – 2016. – № 3. – С. 60–65.

264. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография: 3-е издание, переработанное и дополненное / С.А. Салтыков. – М: Металлургия, 1970 – 376 с.

265. ASTM E1268-19 Standard Practice for Assessing the Degree of Banding or Orientation of Microstructures. – ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.

266. Kazakov, A.A. Industrial application of thixomet image analyzer for quantitative description of steel and alloys microstructure / A.A. Kazakov, D. Kiselev // *Metallography, Microstructure, and Analysis.* – 2016. – Т. 5. – № 4. – С. 294-301.

267. Казаков, А.А. Структура как основа системы качества в трубном производстве / А.А. Казаков, Д.В. Киселев, О.В. Пахомова // *Заготовительные производства в машиностроении.* – 2012. – № 10. – С. 40-48.

268. Шварц, А. Метод дифракции отраженных электронов в материаловедении / А. Шварц, М. Кумар, Б. Адамс, Д. Филд. – М.: Техносфера, 2014. – С.376-393.

269. Даниленко, В.И. Применение EBSD анализа в физическом материаловедении (обзор) / В.И. Даниленко, С.Ю. Миронов, А.И. Беляков, А.П. Жилиев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2012. – Т. 78. – № 2. – С. 28–46.

270. Рыбин, В.В. Метод одиночных рефлексов (ОР) и его применение для электронномикроскопического анализа дисперсных фаз / В.В. Рыбин, А.С. Рубцов, Е.В. Нестерова // Заводская лаборатория. – 1982. – № 5. – С. 21–26.

271. Сыч, О.В. Научно-технологические основы создания хладостойких сталей с гарантированным пределом текучести 315-750 МПа для Арктики. Часть 1. Принципы легирования и требования к структуре листового проката / О.В. Сыч // Вопросы материаловедения. – 2018. - № 3 (95). - С. 22-47.

272. Сыч, О.В. Взаимосвязь параметров структуры с характеристиками работоспособности судостроительных сталей различного легирования / О.В. Сыч, Е.И. Хлусова // Вопросы материаловедения. - 2020. - № 4 (104). - С. 17-31.

273. Казаков, А.А. Интерпретация распределения микроструктурной неоднородности по толщине листового проката / А.А. Казаков, Д.В. Киселев, О.В. Пахомова, О.В. Сыч // Черные металлы. - 2021. - № 4. - С. 32-38.

274. Сыч, О.В. Особенности создания технологии производства толстолистового проката из низкоуглеродистых низколегированных хладостойких сталей с индексом «Агс» в промышленных условиях / О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, Е.А. Яшина // Тяжелое машиностроение. – 2017. - №11-12. - С. 2-10.

275. Хлусова, Е.И. Влияние легирования на структуру и свойства высокопрочной хладостойкой стали после термической и термомеханической обработки / Е.И. Хлусова, С.А. Голосиенко, Г.Д. Мотовилина, У.А. Пазилова // Вопросы материаловедения. – 2007. - № 1(49). - С. 20-31.

276. Патент РФ № 2452787 от 10.06.2012 г. Хладостойкая свариваемая сталь для конструкций, работающих в экстремальных условиях / В.В. Галкин, С.В. Денисов, П.А. Стеканов, В.А. Малышевский, О.В. Сыч и др. // Бюллетень изобретений № 16. – 2012.

277. Патент РФ № 2653748 от 14.05.2018 г. Хладостойкая свариваемая сталь и изделие, выполненное из нее (варианты) / М.В. Голубева, В.В. Орлов, О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, Е.А. Яшина и др. // Бюллетень изобретений № 14. – 2018.

278. Сыч, О.В. Влияние ванадия на дисперсионное упрочнение при отпуске высокопрочной трубной стали с различной исходной структурой / О.В. Сыч, А.А. Круглова, В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева // Физика металлов и металловедение. - 2016. - Т.117. - № 12. - С.1321-1331.

279. Патент РФ № 2465346 от 27.10.2012. Способ производства высокопрочного штрипса для труб магистральных трубопроводов / В.В. Галкин, С.В. Денисов, П.А. Стеканов, Н.В. Малахов, О.В. Сыч и др. // Бюллетень изобретений № 30. – 2012.

280. Сыч, О.В. Влияние технологии производства толстолистового проката из судостроительной стали уровня прочности 500 на параметры структуры и характеристики работоспособности при низких температурах / О.В. Сыч, С.В. Коротовская, Е.И. Хлусова, С.Н. Петров, Ю.А. Беликова // Вопросы материаловедения. – 2023. – № 4 (116). - С. 7-19.

281. Коротовская, С.В. Влияние содержания хрома в низкоуглеродистых сталях бейнитно-мартенситного класса на характеристики работоспособности / С.В. Коротовская, Сыч О.В., Е.И. Хлусова, Е.В. Святышева // Вопросы материаловедения. – 2023. – № 2 (114). - С. 36-47.

282. Патент РФ № 2681094 от 04.03.2019. Хладостойкая свариваемая агс-сталь повышенной прочности / Е.И. Хлусова, О.В. Сыч, С.А. Голосиенко, Е.А. Яшина, У.А. Пазилова и др. // Бюллетень изобретений № 7. – 2019.

283. Коротовская, С.В. Исследование рекристаллизационных процессов в низколегированной низкоуглеродистой стали при моделировании высокотемпературной прокатки / С.В. Коротовская, О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, Е.А. Яшина // Вопросы материаловедения – 2019. - № 1 (97). - С. 15-27.

284. Сыч, О.В. Структура и свойства зоны термического влияния низколегированных хладостойких сталей для арктического применения / О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, У.А. Пазилова, Е.А. Яшина // Вопросы материаловедения. – 2018. - № 2 (94). - С. 30-51.

285. Сыч, О.В. Исследование неоднородности структуры и механических свойств по толщине до 100 мм листового проката из низколегированной судостроительной стали с пределом текучести не менее 420 МПа / О.В. Сыч, С.В. Коротовская, Е.И. Хлусова, Г.Д. Мотовилина, В.Р. Никитина // Вопросы материаловедения. –2021.-№ 3 (107). - С. 9-27.

286. Сыч, О.В. Научно-технологические основы создания хладостойких сталей с гарантированным пределом текучести 315-750 МПа для Арктики. Часть 2. Технология производства, структура и характеристики работоспособности листового проката / О.В. Сыч // Вопросы материаловедения. – 2018. - № 4 (96). - С. 14-41.

287. Сыч, О.В. Разработка хладостойкой свариваемой стали категории прочности 690 МПа для тяжело нагруженной техники, работающей в арктических условиях / О.В. Сыч, М.В. Голубева, Е.И. Хлусова // Тяжелое машиностроение. – 2018. - № 4. - С. 17-25.

288. Голубева, М.В. Изменение структуры высокопрочной экономнолегированной стали марки 09ХГН2МД при отпуске / М.В. Голубева, О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, Г.Д. Мотовилина, Е.В. Святышева, С.В. Рогожкин, А.А. Лукьянчук // Вопросы материаловедения. – 2018. - № 1 (93). - С. 15-26.

289. Сыч, О.В. Структура и свойства высокопрочной экономнолегированной хладостойкой стали после закалки с прокатного и печного нагрева с отпуском / О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, Е.А. Яшина, Е.В. Святышева, Е.А. Васильева // Вопросы материаловедения. – 2019. - № 4 (100). - С. 7-19.

290. Hollomon, J. Time-temperature relations in tempering steel / J. Hollomon, L. Jaffe // Metal Technology. – 1945. - №. 12. - P. 223-249.

291. Сыч, О.В. Хладостойкие стали категорий прочности 355-500 МПа для применения в Арктике. Часть 1 / О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // Тяжелое машиностроение. – 2019. - № 9. - С. 15-21.

292. Сыч, О.В. Хладостойкие стали категорий прочности 355-500 МПа для применения в Арктике. Часть 2 / О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // Тяжелое машиностроение. – 2019. - № 10. - С. 2-8.

293. Пазилова, У.А. Влияние температуры и скорости деформации на структуру и характер разрушения высокопрочных сталей при имитации термического цикла сварки и послесварочного отпуска / У.А. Пазилова, А.В. Ильин, А.А. Круглова, Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова. // Физика металлов и материаловедение. - 2015. - Т. 116. -№ 6. - С.1-10.

294. Голубева, М.В. Исследование структуры и свойств сварных соединений из высокопрочной хладостойкой стали марки 09ХГН2МД, полученных электродуговой и лазерной сваркой / М.В. Голубева, О.В. Сыч, Е.И. Хлусова // Тяжелое машиностроение. – 2018. - № 7-8. - С. 23-32.

## ПРИЛОЖЕНИЕ А

(обязательное)

**Технологические схемы производства листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей на различных металлургических комбинатах**



Рисунок А.1 – Технологические схемы ТМО+УО для изготовления листового проката из хладостойких судостроительных сталей категорий D, E, F марганцевой (а) и марганцево-никелевой (б) композиции легирования [86-88]





Рисунок А.2 – Технологическая схема закалки с прокатного нагрева с высокотемпературным отпуском для изготовления листового проката из хладостойких судостроительных сталей категорий D, E, F хромникельмедьмолибденовой композиции легирования [86-88]

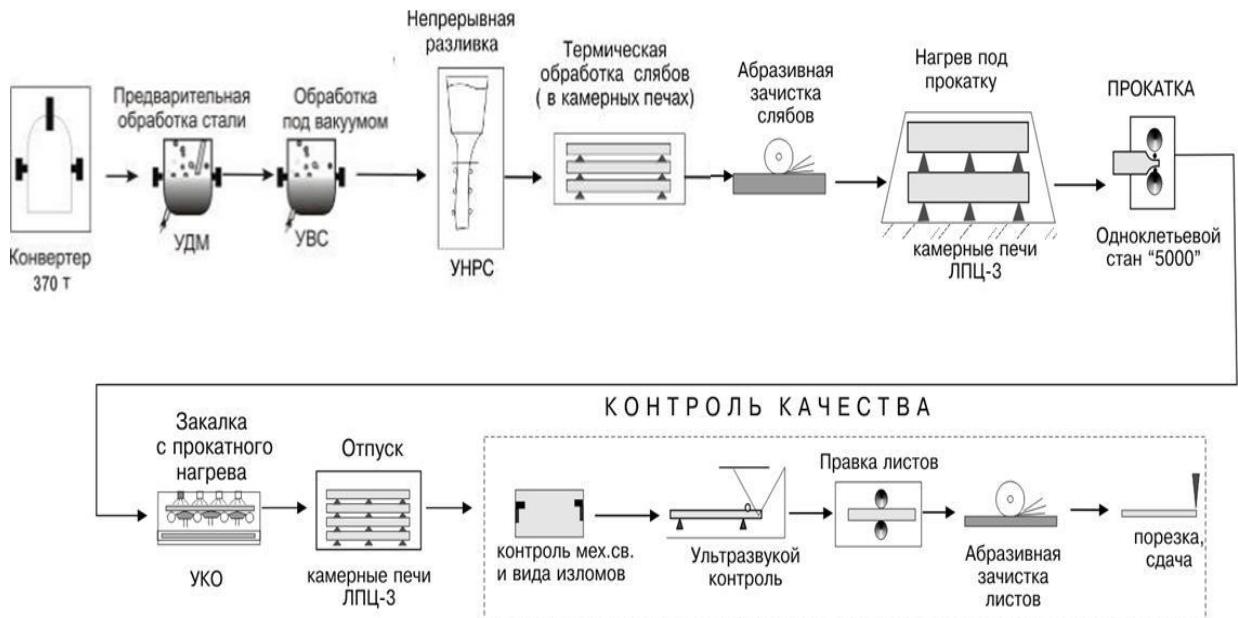


Рисунок А.3 - Технологическая схема производства листового проката из низколегированных хладостойких сталей уровней прочности 355...460, в том числе с индексом «Arc», по технологиям ТМО+УО и ЗПН+О в ПАО «Северсталь»

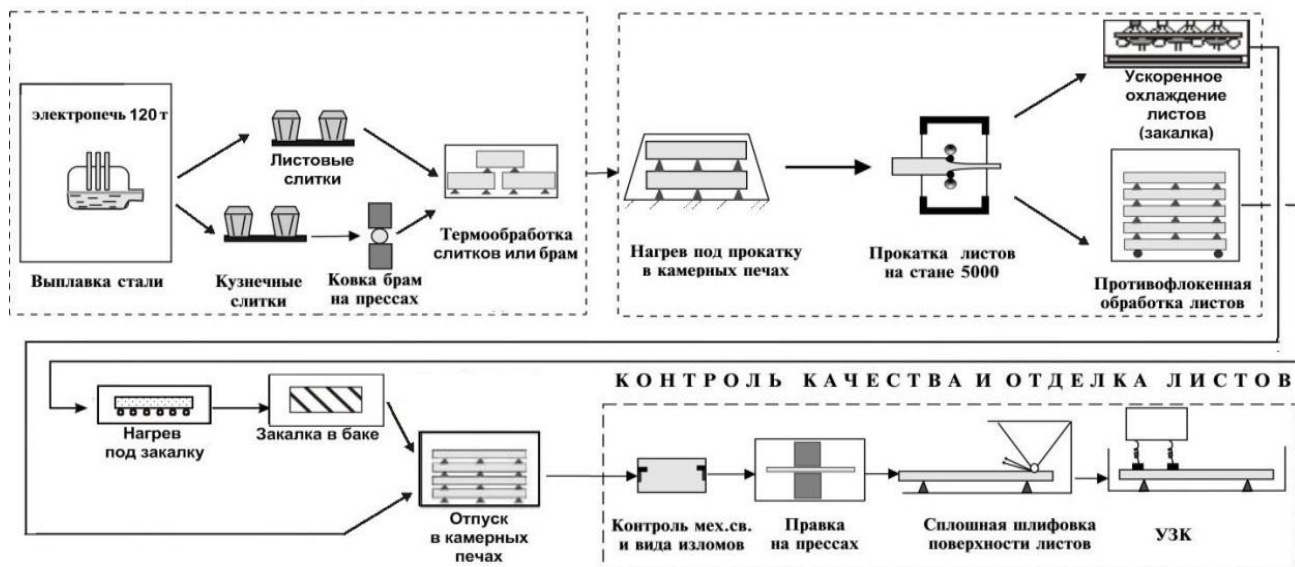


Рисунок А.4 - Технологическая схема производства листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких сталей уровней прочности 355...390 и 500...750 с индексом «Агс» по технологиям ТМО+УО и ЗПН+О/З+О соответственно в ООО «ОМЗ-Спецсталь» по кооперации с ПАО «Северсталь»

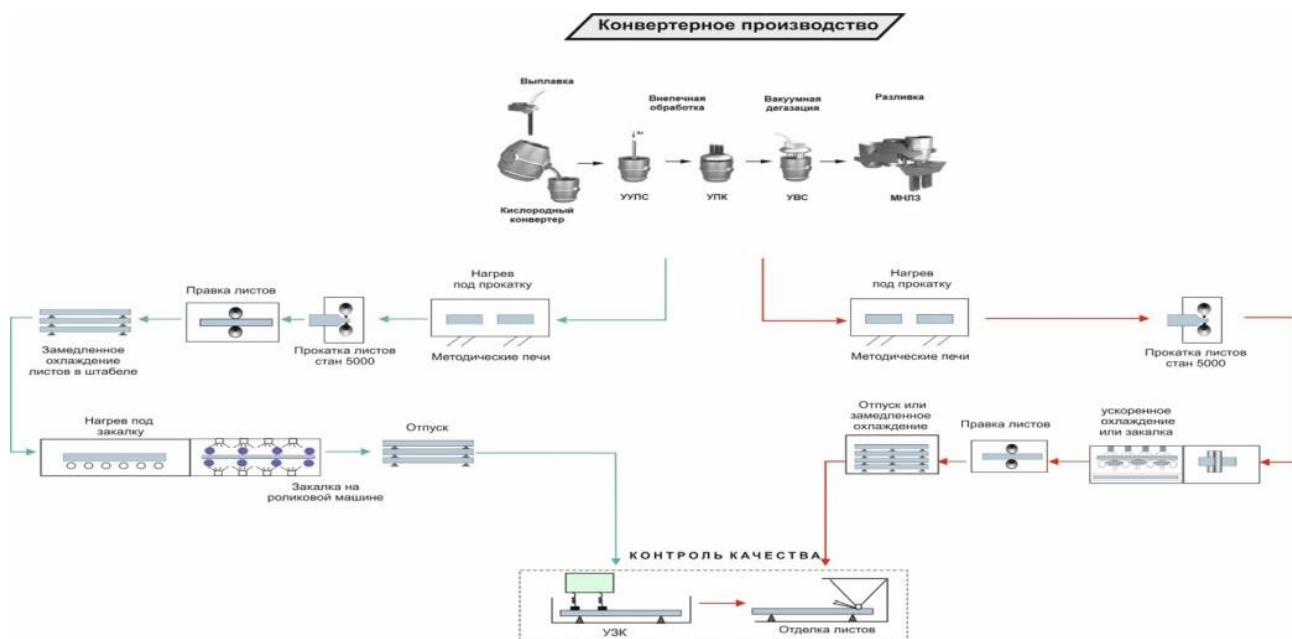


Рисунок А.5 - Технологическая схемы производства листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких сталей уровней прочности 315-460 и 500-690, в том числе с индексом «Агс», по технологиям ТМО+УО и ЗПН+О/З+О соответственно в ПАО «ММК»

## ПРИЛОЖЕНИЕ Б

(обязательное)

### Структура, механические свойства и химические составы низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей

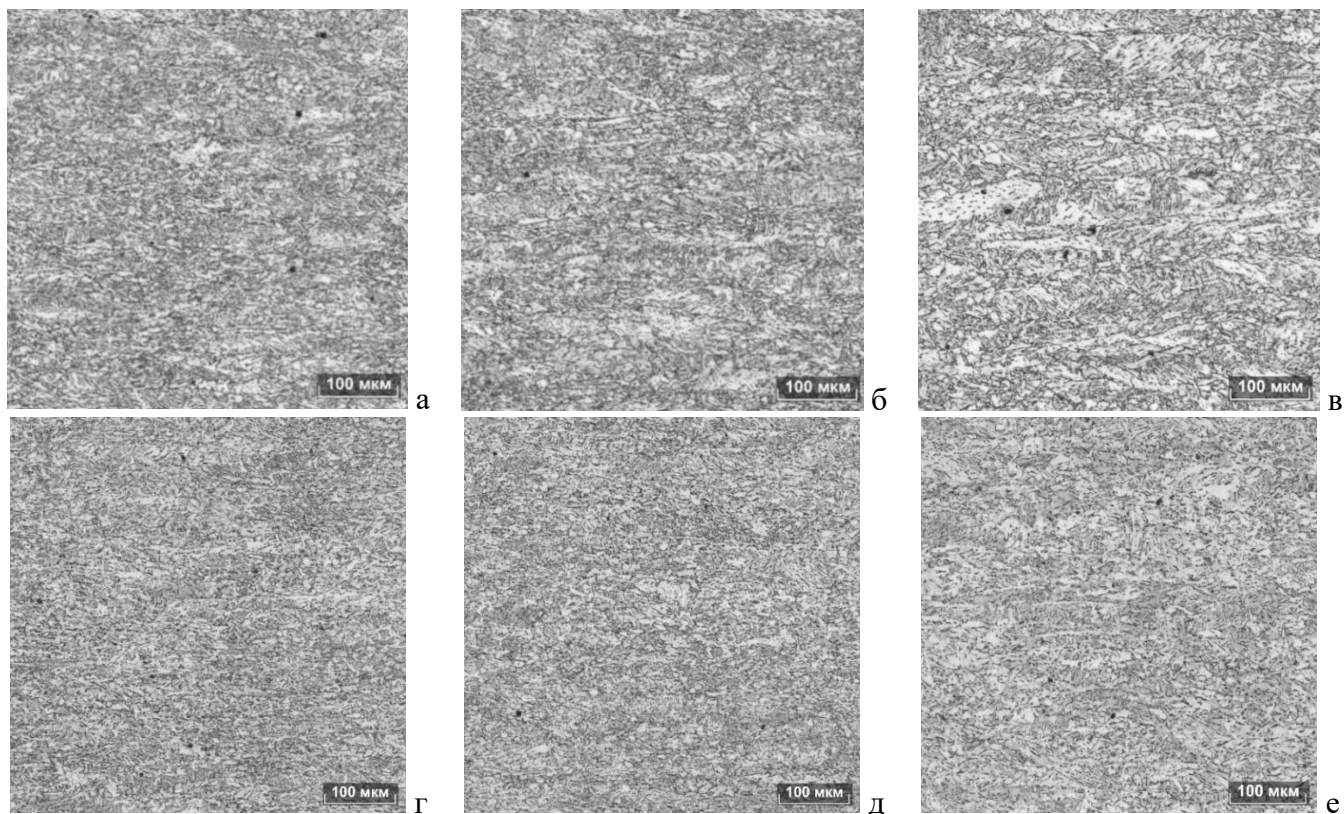


Рисунок Б.1 - Структура листов № 3/50-1 (а-в) и 3/50-2 (г-з): а, г – вблизи поверхности; б, д – в четверти; в, е - в середине по их толщине

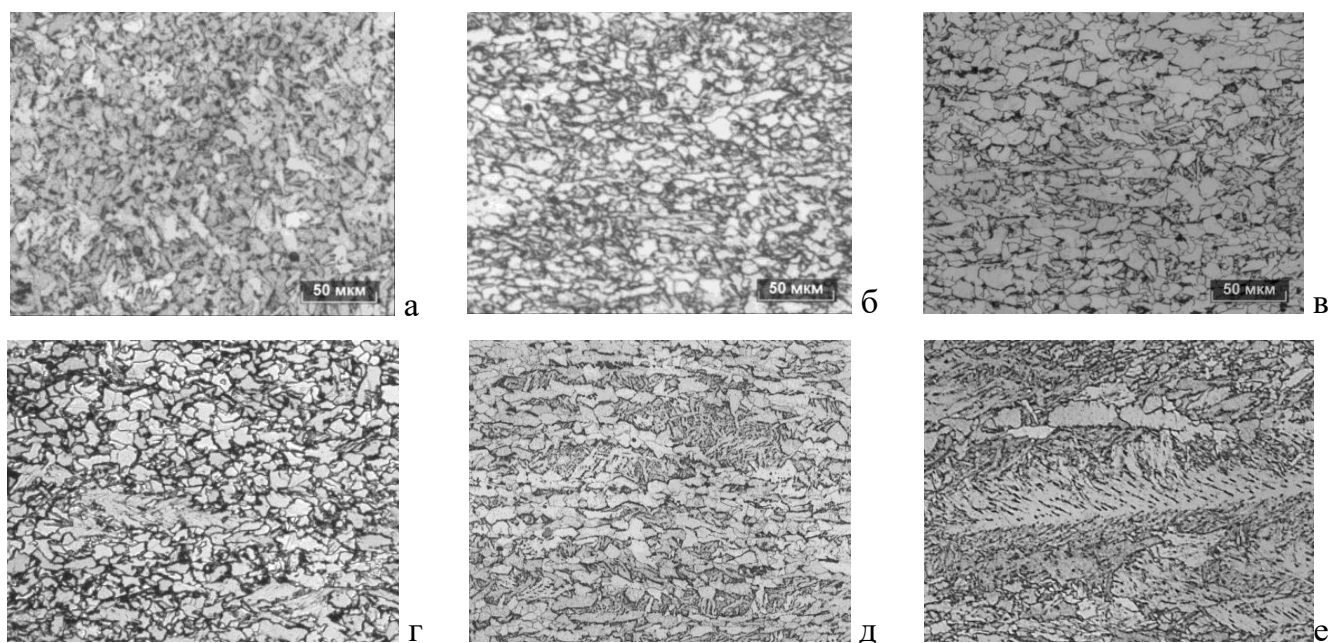


Рисунок Б.2 - Структура, соответствующая значениям коэффициента анизотропии  $K_{a100}$ , равному: в - 0,22, г – 0,45, д – 0,65, е – 0,95, ж – 1,43, з - 2,20

Таблица Б.1 – Предложенные химические составы для производства листового проката из экономнолегированных сталей для Арктики

| Технология | Уровень прочности | Категория    | C         | Si        | Mn        | Cr        | Cu        | Ni        | Mo        | V          | P              | S              | Al        | Nb         | Ti | N              |
|------------|-------------------|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|------------|----------------|----------------|-----------|------------|----|----------------|
|            |                   |              |           |           |           |           | ΣCu +Ni   |           |           |            |                |                |           |            |    |                |
| ЗПН+О      | 500               | Arc          | 0,08-0,11 | 0,20-0,40 | 0,50-0,70 | 0,50-0,60 | 2,00-2,25 |           |           | -          | Не более 0,005 | Не более 0,010 | 0,02-0,05 | 0,02-0,05  | -  | Не более 0,008 |
|            | 620               | Arc          | 0,08-0,11 | 0,20-0,40 |           | 0,50-0,60 | 2,5-2,75  |           |           |            | Не более 0,005 | Не более 0,010 | 0,02-0,05 | 0,02-0,05  | -  | Не более 0,008 |
|            | 690-750           | Arc          | 0,08-0,11 | 0,20-0,40 |           | 0,70-0,80 | 2,9-3,0   |           |           |            | Не более 0,005 | Не более 0,010 | 0,02-0,05 | 0,02-0,05  | -  | Не более 0,008 |
| З+О        | 500-620           | Arc          | 0,08-0,11 | 0,20-0,40 | 0,50-0,70 | 0,40-0,50 | 2,5-2,7   |           |           | -          | Не более 0,005 | Не более 0,010 | 0,02-0,05 | 0,02-0,05  | -  | Не более 0,008 |
|            | 500               | Arc          | 0,08-0,12 | 0,20-0,40 | 0,45-0,75 | 0,50-1,30 | 0,30-0,50 | 1,70-2,00 | 0,10-0,30 | *          | Не более 0,005 | Не более 0,010 | 0,01-0,06 | 0,02-0,05  | -  | Не более 0,008 |
|            | 620               | Arc до 30 мм | 0,08-0,11 | 0,17-0,37 | 0,40-0,60 | 0,40-0,60 | 0,40-0,70 | 1,80-2,00 | 0,25-0,30 | 0,02-0,05* | Не более 0,005 | Не более 0,010 | 0,01-0,05 | 0,02-0,05* | -  | Не более 0,008 |
|            |                   | Arc 31-60 мм | 0,08-0,11 | 0,20-0,40 | 0,60-0,70 | 0,80-1,00 | 0,40-0,60 | 2,80-3,20 | 0,18-0,30 | 0,02-0,05* | Не более 0,005 | Не более 0,010 | 0,01-0,05 | 0,02-0,05* | -  | Не более 0,008 |
|            | 690               | F            | 0,08-0,10 | 0,30-0,40 | 0,65-0,75 | 0,45-0,55 | 0,50-0,60 | 1,65-1,75 | 0,30-0,35 | -          | Не более 0,005 | Не более 0,012 | 0,02-0,05 | 0,02-0,04  | -  | Не более 0,008 |

Примечание: \* Сталь может быть легирована ниобием или ванадием в указанном количестве

## ПРИЛОЖЕНИЕ В

(обязательное)

Результаты исследования процессов структурообразования в разработанных низко- и экономнолегированных сталях. Режимы для моделирования структурообразующих процессов на комплексе «GLEEBLE 3800»

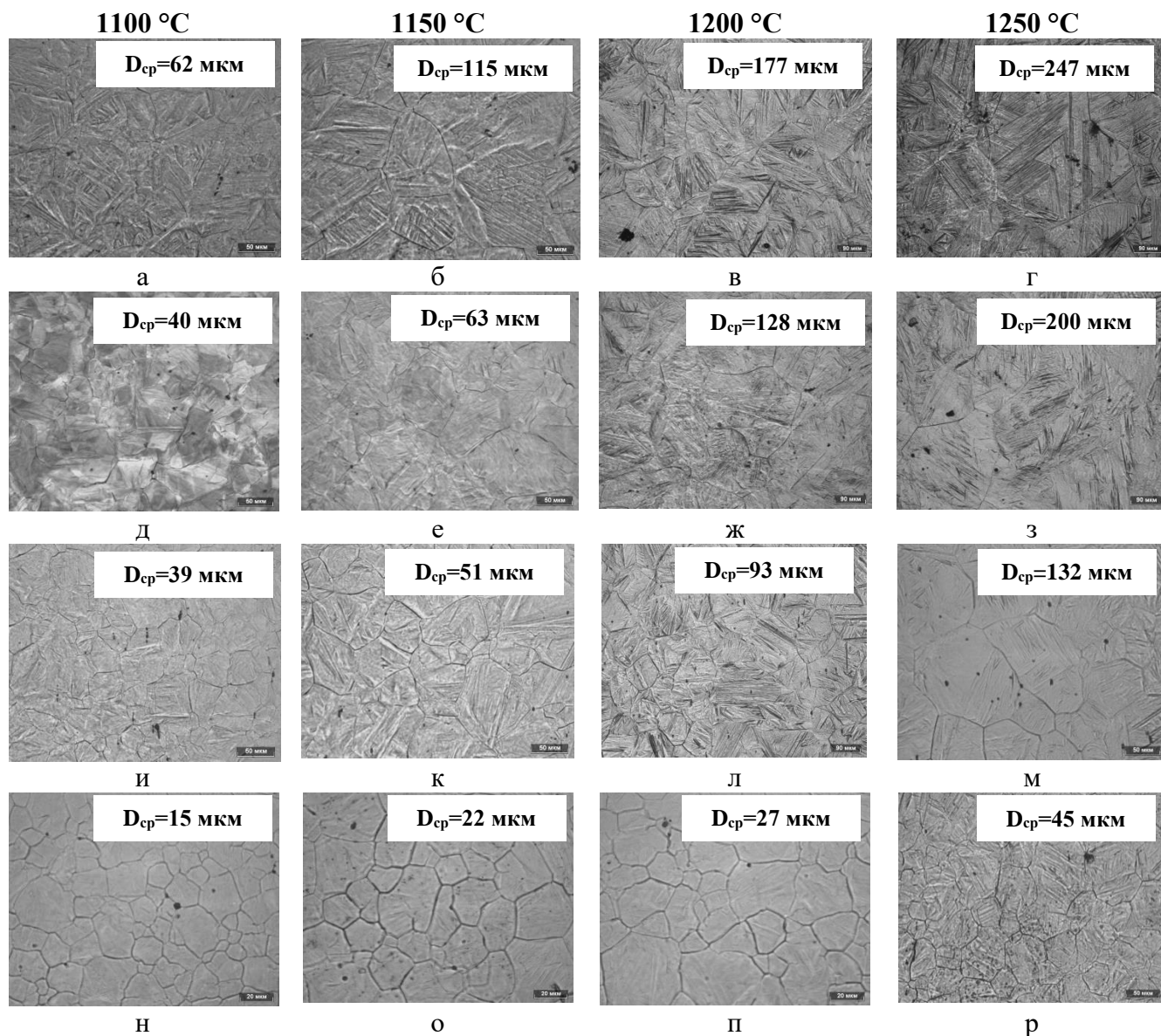


Рисунок В.1 - Структура образцов из низколегированных судостроительных сталей составов №№ 1 (а-г), 2 (д-з), 3 (и-м), 4 (н-р) после вакуумного травления при температурах нагрева 1100 (а, д, и, н), 1150 (б, е, к, о), 1200 (в, ж, л, п) и 1250 (г, з, м, р) °С в течение 2 мин



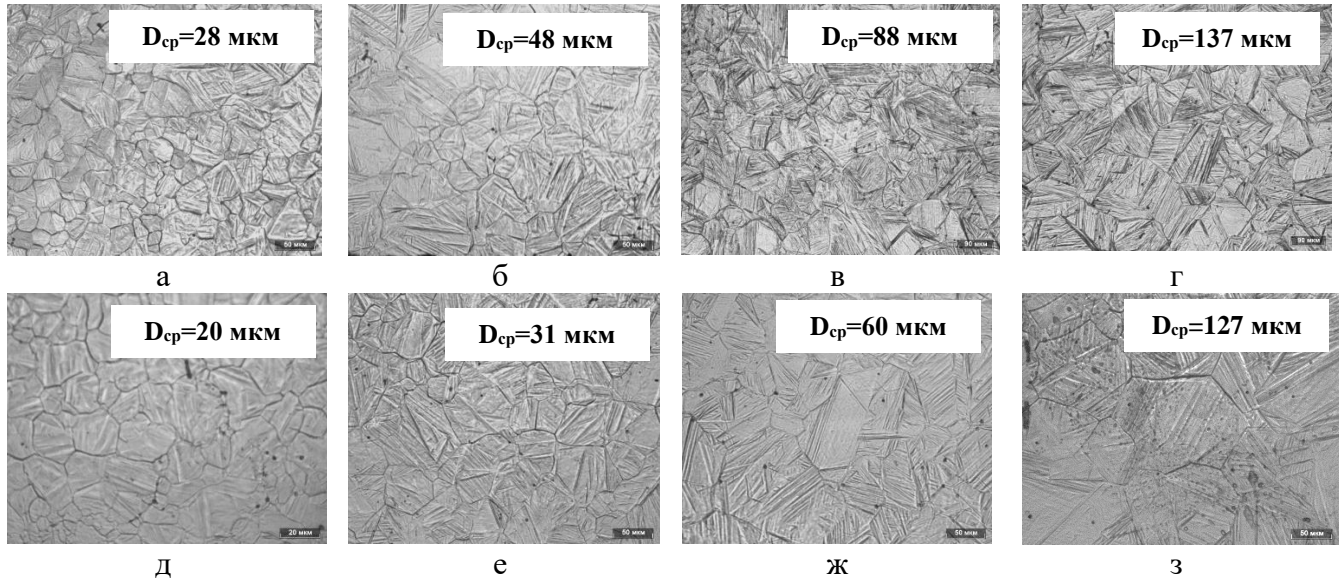


Рисунок В.2 - Структура образцов из экономнолегированных судостроительных сталей составов №№ 8 (а-г) и 9 (д-з) после вакуумного травления при температурах нагрева 1100 (а, д), 1150 (б, е), 1200 (в, ж) и 1250 (г, з) °С

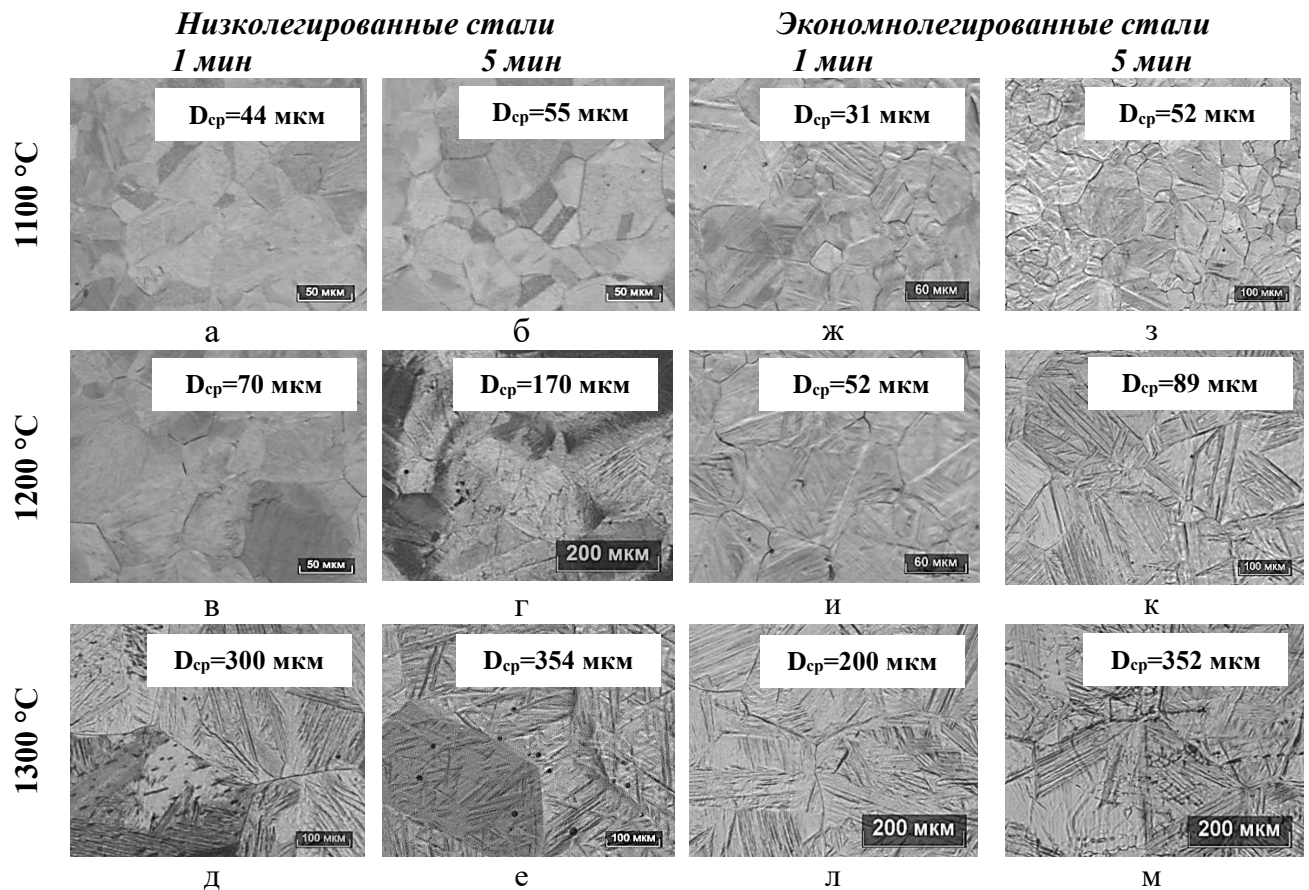


Рисунок В.3 - Структура образцов из низколегированной (а-е) и экономнолегированной (ж-м) сталей после вакуумного травления при температурах нагрева 1100 (а, б, ж, з), 1200 (в, г, и, к) и 1300 (д, е, л, м) °С и выдержки в течение 1 (а, в, д, ж, и, л) и 5 (б, г, е, з, к, м) мин



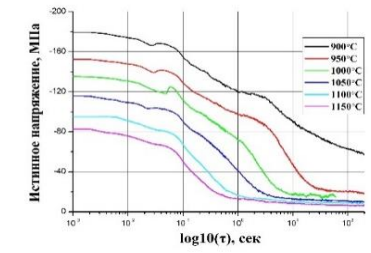
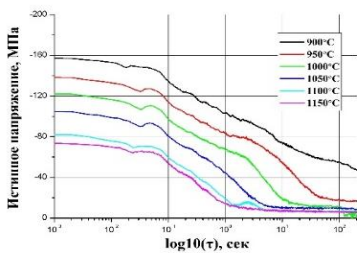
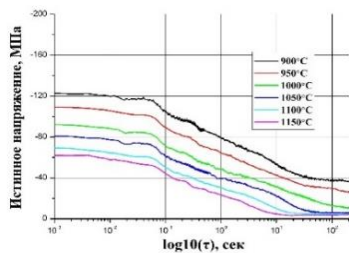
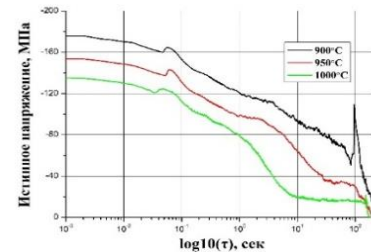
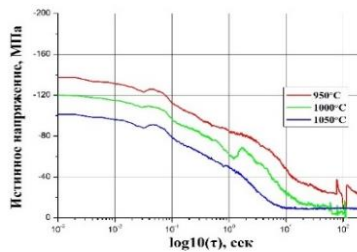
10 %

20%

30%

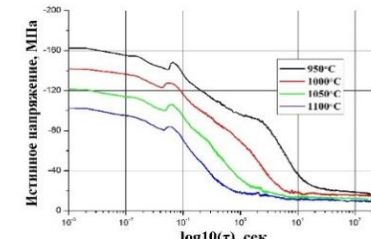
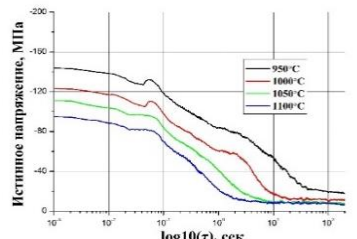
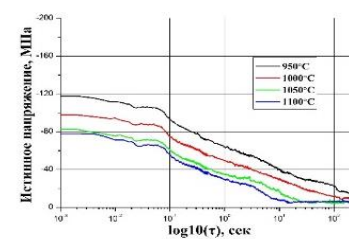
**Низколегированные судостроительные стали**

Состав № 5



Состав № 6

Состав № 7



**Экономнолегированные судостроительные стали**

Состав № 8

Состав № 9

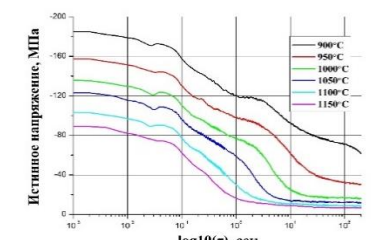
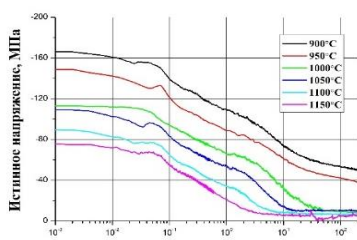
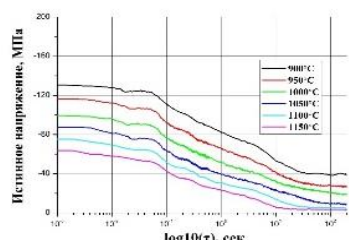
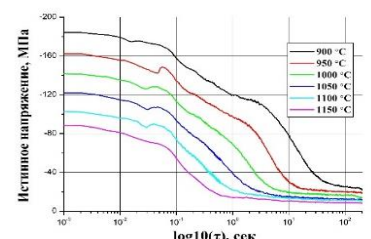
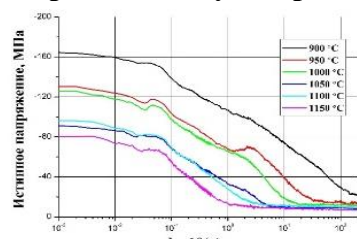
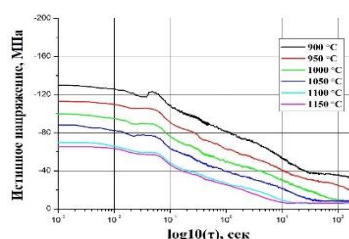


Рисунок В.4 – Кривые релаксации напряжений при различных температурах и степенях деформации 10 (в, е, и, м), 20 (а, г, ж, к, н) и 30 (б, д, з, л, о) % для низколегированных (а-з) и экономнолегированных (и-о) сталей составов: а-б - № 5 (Nb); в-д - № 6 (V+Nb); е-з - № 7 (V+Nb+Ti); и-л - № 8 (V); и-о № 9 (Nb)

Таблица В.1 - Режимы обработки образцов на пластометре «GLEEBLE 3800» для исследования влияния температуры нагрева под прокатку на структуру низко- и экономнолегированной сталей

| Условный номер состава | № режима | Нагрев под прокатку   |                    | Черновая стадия прокатки                 |                     |   | Чистовая стадия прокатки                   |  | Ускоренное охлаждение  |  |    |
|------------------------|----------|-----------------------|--------------------|--|---------------------|---|--|--|--|--|----|
|                        |          | $T_n, ^\circ\text{C}$ | $\tau, \text{мин}$ | $T_1, ^\circ\text{C}$                    | $\varepsilon_1, \%$ | $\varepsilon_{1\Sigma} / \varepsilon_{2\Sigma}, \%$ | $T_2, ^\circ\text{C}$                      | $\varepsilon_2, \%$                        | $T_{y0}, ^\circ\text{C}$   | $V_{y0}, ^\circ\text{C}/\text{с}$          |    |
| 5                      | 1        | 1170                  | 10                 | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) \dots T_{sr}$ | 10→15               | 70/30   | $(A_{r3}+30^\circ\text{C}) = \text{const}$ | 15→10                                      | $(A_{r3}+10^\circ\text{C}) \rightarrow (A_{r3}-250^\circ\text{C})$ | 15   |    |
|                        | 2        | 1200                  |                    |  |                     |   |  |  |  |  |    |
|                        | 3        | 1230                  |                    |  |                     |   |  |  |  |  |    |
| 9                      | 1        | 1200                  |                    | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) \dots T_{sr}$ | 10→20               |   | 70/30                                      | $(T_{sr}-70^\circ\text{C}) = \text{const}$ | 15→10  | $(T_{sr}-90^\circ\text{C}) \rightarrow 20$ | 25 |
|                        | 2        | 1230                  |                    |  |                     |   |  |  |  |  |    |
|                        | 3        | 1260                  |                    |  |                     |   |  |  |  |  |    |

**Примечания:**

1.  $T_n$ -температура нагрева под прокатку,  $\tau$ -время выдержки при нагреве,  $T_1$  и  $\varepsilon_1$ -температурный график и схема деформации по проходам на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки,  $T_2$  и  $\varepsilon_2$ -температурный график и схема деформации по проходам на завершающей (чистовой) стадии прокатки,  $\varepsilon_{1\Sigma} / \varepsilon_{2\Sigma}$  – соотношение суммарных деформаций на черновой и чистовой стадиях прокатки,  $T_{y0}$  и  $V_{y0}$  – температура и скорость охлаждения в установке ускоренного охлаждения

2. Температура  $T_{sr}$  для низколегированных сталей на  $\sim 50^\circ\text{C}$  ниже, чем для экономнолегированных сталей.

Таблица В.2 - Режимы обработки образцов на пластометре «GLEEBLE 3800» для исследования влияния температурного графика на черновой стадии прокатки на структуру низко- и экономнолегированной сталей

| Условный номер состава             | № режима                              | Нагрев под прокатку   |                    | Черновая стадия прокатки  |                     |   | Чистовая стадия прокатки  |                     | Ускоренное охлаждение  |                                   |
|------------------------------------|---------------------------------------|-----------------------|--------------------|---|---------------------|---|---|---------------------|--|-----------------------------------|
|                                    |                                       | $T_n, ^\circ\text{C}$ | $\tau, \text{мин}$ | $T_1, ^\circ\text{C}$   | $\varepsilon_1, \%$ | $\varepsilon_{1\Sigma} / \varepsilon_{2\Sigma}, \%$ | $T_2, ^\circ\text{C}$   | $\varepsilon_2, \%$ | $T_{y0}, ^\circ\text{C}$   | $V_{y0}, ^\circ\text{C}/\text{с}$ |
| <b>Для низколегированной стали</b> |                                       |                       |                    |   |                     |   |   |                     |  |                                   |
| 5                                  | 4                                     | 1180                  | 10                 | $(T_{sr}+150^\circ\text{C}) \rightarrow (T_{sr}+100^\circ\text{C})$                                       | 10→15*<br>10→20**   | 70/30   | $(A_{r3}+30^\circ\text{C}) = \text{const}^*$<br>$(T_{sr}-70^\circ\text{C}) = \text{const}^{**}$ | 15→10               | $(A_{r3}+10^\circ\text{C}) \rightarrow A_{r3}-250^\circ\text{C})^*$<br>$(T_{sr}-90^\circ\text{C}) \rightarrow 20^{**}$ | 15*<br>25**                       |
|                                    | 5                                     |                       |                    | $(T_{sr}+100^\circ\text{C}) \rightarrow (T_{sr}+50^\circ\text{C})$  |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 6                                     |                       |                    | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) \rightarrow T_{sr}$  |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 7                                     |                       |                    | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) \rightarrow T_{sr}$<br>$T_{\text{посл. прохода}} = (T_{sr}-50^\circ\text{C})$  |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 8                                     |                       |                    | $(T_{sr}+100^\circ\text{C}) \rightarrow (T_{sr}+50^\circ\text{C})$<br>$T_{\text{посл. прохода}} = T_{sr}$ |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 9                                     |                       |                    | $(T_{sr}+150^\circ\text{C}) = \text{const}$   |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 10                                    |                       |                    | $(T_{sr}+100^\circ\text{C}) = \text{const}$   |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 11                                    |                       |                    | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) = \text{const}$  |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 12                                    |                       |                    | $T_{sr} = \text{const}$   |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | <b>Для экономнолегированной стали</b> |                       |                    |   |                     |   |   |                     |  |                                   |
| 9                                  | 4                                     | 1220                  | 10                 | $(T_{sr}+100^\circ\text{C}) \rightarrow (T_{sr}+50^\circ\text{C})$  | 10→15*<br>10→20**   | 70/30   | $(A_{r3}+30^\circ\text{C}) = \text{const}^*$<br>$(T_{sr}-70^\circ\text{C}) = \text{const}^{**}$ | 15→10               | $(A_{r3}+10^\circ\text{C}) \rightarrow A_{r3}-250^\circ\text{C})^*$<br>$(T_{sr}-90^\circ\text{C}) \rightarrow 20^{**}$ | 15*<br>25**                       |
|                                    | 5                                     |                       |                    | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) \rightarrow T_{sr}$  |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 6                                     |                       |                    | $T_{sr} \rightarrow (T_{sr}-50^\circ\text{C})$  |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 7                                     |                       |                    | $T_{sr} \rightarrow (T_{sr}-50^\circ\text{C})$<br>$T_{\text{посл. прохода}} = (T_{sr}-100^\circ\text{C})$ |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 8                                     |                       |                    | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) \rightarrow T_{sr}$<br>$T_{\text{посл. прохода}} = T_{sr}-50^\circ\text{C}$    |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 9                                     |                       |                    | $(T_{sr}+100^\circ\text{C}) = \text{const}$   |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 10                                    |                       |                    | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) = \text{const}$  |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 11                                    |                       |                    | $T_{sr} = \text{const}$   |                     |   |   |                     |  |                                   |
|                                    | 12                                    |                       |                    | $(T_{sr}-50^\circ\text{C}) = \text{const}$  |                     |   |   |                     |  |                                   |

Примечание: \* - для стали состава №5, \*\* - для стали состава № 9

Таблица В.3 - Режимы обработки образцов на пластометре «GLEEBLE 3800» для исследования влияния «гидросбива» на черновой стадии прокатки на структуру низко- и экономнолегированной сталей

| Условный номер состава   | № режима | Нагрев под прокатку |        | Черновая стадия прокатки  |                    |  | Чистовая стадия прокатки          |                    | Ускоренное охлаждение           |                        |
|--|----------|---------------------|--------|---|--------------------|--|-----------------------------------|--------------------|---------------------------------|------------------------|
|  |          | T <sub>н</sub> , °C | τ, мин | T <sub>1</sub> , °C   | ε <sub>1</sub> , % | ε <sub>1Σ</sub> /<br>ε <sub>2Σ</sub> , % | T <sub>2</sub> , °C               | ε <sub>2</sub> , % | T <sub>yo</sub> , °C            | V <sub>yo</sub> , °C/c |
| 5  | 13       | 1180                | 10     | (T <sub>sr</sub> +50°C)→T <sub>sr</sub> →T <sub>sr</sub> *                    | 10<br>→<br>15      | 70/30                                    | (A <sub>r3</sub> +30°C)<br>=const | 15→10              | (A <sub>r3</sub> +30°C)<br>→500 | 15                     |
|  | 14       |                     |        | (T <sub>sr</sub> +50°C)→T <sub>sr</sub> →<br>(T <sub>sr</sub> -50°C)*         |                    |  |                                   |                    |                                 |                        |
|  | 15       |                     |        | (T <sub>sr</sub> +50°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -100°C)→(T <sub>sr</sub> -50°C)* |                    |  |                                   |                    |                                 |                        |
|  | 16       |                     |        | (T <sub>sr</sub> +50°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -25°C)→(T <sub>sr</sub> -100°C)* |                    |  |                                   |                    |                                 |                        |
| 9  | 13       | 1220                | 10     | (T <sub>sr</sub> +50°C)→T <sub>sr</sub> →T <sub>sr</sub> *                    | 10<br>→<br>20      | 70/30                                    | (T <sub>sr</sub> -70°C)<br>=const | 15→10              | (T <sub>sr</sub> -70°C)<br>→20  | 25                     |
|  | 14       |                     |        | (T <sub>sr</sub> +50°C)→T <sub>sr</sub> →<br>(T <sub>sr</sub> -50°C)*         |                    |  |                                   |                    |                                 |                        |
|  | 15       |                     |        | (T <sub>sr</sub> +50°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -100°C)→(T <sub>sr</sub> -50°C)* |                    |  |                                   |                    |                                 |                        |
|  | 16       |                     |        | (T <sub>sr</sub> +50°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -25°C)→(T <sub>sr</sub> -100°C)* |                    |  |                                   |                    |                                 |                        |
| Примечание: *Указана температура при трех проходах – в начале, середине и конце черновой стадии (моделирование воздействия включения «гидросбива» на снижение температуры при заданной оптимальной схеме). |          |                     |        |   |                    |  |                                   |                    |                                 |                        |

Таблица В.4 - Режимы обработки образцов на пластометре «GLEEBLE 3800» для исследования влияния схемы деформации на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки на структуру низко- и экономнолегированной сталей

| Условный номер состава   | № режима                        | Нагрев под прокатку |        | Черновая стадия прокатки                     |                                 |  | Чистовая стадия прокатки           |                    | Ускоренное охлаждение            |                        |
|--|---------------------------------|---------------------|--------|--|---------------------------------|--|------------------------------------|--------------------|----------------------------------|------------------------|
|  |                                 | T <sub>н</sub> , °C | τ, мин | T <sub>1</sub> , °C                          | ε <sub>1</sub> , %              | ε <sub>1Σ</sub> /<br>ε <sub>2Σ</sub> , % | T <sub>2</sub> , °C                | ε <sub>2</sub> , % | T <sub>yo</sub> , °C             | V <sub>yo</sub> , °C/c |
| 5  | 6                               | 1180                | 10     | (T <sub>sr</sub> +50°C)<br>→ T <sub>sr</sub> | 10→15                           | 70/30                                    | (A <sub>r3</sub> +30°C)<br>=const  | 15→10              | (A <sub>r3</sub> +10°C)<br>→500  | 15                     |
|  | 17                              |                     |        |  | 15→10                           |  |                                    |                    |                                  |                        |
|  | 18                              |                     |        |  | 10=const                        |  |                                    |                    |                                  |                        |
| 9  | 5                               | 1220                | 10     | (T <sub>sr</sub> +50°C)<br>→ T <sub>sr</sub> | 10→20                           | 70/30                                    | (T <sub>sr</sub> -70°C)<br>=const  | 15→10              | (T <sub>sr</sub> -90°C)<br>→20   | 25                     |
|  | 17                              |                     |        |  | 20→10                           |  |                                    |                    |                                  |                        |
|  | 18                              |                     |        |  | 10=const                        |  |                                    |                    |                                  |                        |
| 5, 9   | 19                              | 1180*<br>1220**     | 10     | (T <sub>sr</sub> +50°C)<br>→ T <sub>sr</sub> | 30 % по 5-8 % в<br>нач стадии   | 70/30                                    | (A <sub>r3</sub> +30°C)<br>=const* | 15→10              | (A <sub>r3</sub> +10°C)<br>→500* | 15*                    |
|  | 20                              |                     |        |  | 50 % по 5-8 % в<br>нач стадии   |  |                                    |                    |                                  |                        |
|  | 21                              |                     |        |  | 70 % по 5-8 % в<br>нач стадии   |  |                                    |                    |                                  |                        |
|  | 22                              |                     |        |  | 30 % по 5-8 % в<br>конце стадии |  |                                    |                    |                                  |                        |
|  | 23                              |                     |        |  | 50 % по 5-8 % в<br>конце стадии |  |                                    |                    |                                  |                        |
| 24   | 70 % по 5-8 % в<br>конце стадии |                     |        |  |                                 |  |                                    |                    |                                  |                        |
| Примечание: 1. * - для стали состава № 5, ** - для стали состава № 9.<br>2. Режимы №№ 19-24 с отклонениями от схемы деформации по проходам: 10→15 % для низколегированной стали и 10→20 % для экономнолегированной стали |                                 |                     |        |  |                                 |  |                                    |                    |                                  |                        |

Таблица В.5 - Режимы обработки образцов на пластометре «GLEEBLE 3800» для исследования влияния соотношения суммарных деформаций на черновой и чистой стадиях прокатки на структуру низко- и экономнолегированной сталей

| Условный номер состава  | № режима | Нагрев под прокатку |        | Черновая стадия прокатки                     |                    |                                      | Чистовая стадия прокатки           |                    | Ускоренное охлаждение            |                        |
|---|----------|---------------------|--------|--|--------------------|--------------------------------------|------------------------------------|--------------------|----------------------------------|------------------------|
|   |          | T <sub>н</sub> , °C | τ, мин | T <sub>1</sub> , °C                          | ε <sub>1</sub> , % | ε <sub>1Σ</sub> /ε <sub>2Σ</sub> , % | T <sub>2</sub> , °C                | ε <sub>2</sub> , % | T <sub>yo</sub> , °C             | V <sub>yo</sub> , °C/c |
| 5, 9  | 25       | 1180*<br>1220**     | 10     | (T <sub>sr</sub> +50°C) →<br>T <sub>sr</sub> | 10→15*<br>10→20**  | 85/15                                | (Ar <sub>3</sub> +30°C)<br>=const* | 15→10              | (Ar <sub>3</sub> +10°C)<br>→500* | 15*<br>25**            |
|   | 70/30    |                     |        |  |                    |                                      |                                    |                    |                                  |                        |
|   | 50/50    |                     |        |  |                    |                                      |                                    |                    |                                  |                        |
|   | 30/70    |                     |        |  |                    |                                      |                                    |                    |                                  |                        |
| Примечание: 1. * - для стали состава № 5, ** - для стали состава № 9. |          |                     |        |  |                    |                                      |                                    |                    |                                  |                        |

Таблица В.6 - Режимы обработки образцов на пластометре «GLEEBLE 3800» для исследования влияния температурно-деформационной схемы обжатий по проходам на чистой стадии прокатки на структуру низколегированной стали состава № 5

| Варьируемый параметр             | № режима | Нагрев под прокатку             |        | Черновая стадия прокатки                     |                    |                                      | Чистовая стадия прокатки                             |                                 | Ускоренное охлаждение           |                        |
|----------------------------------|----------|---------------------------------|--------|--|--------------------|--------------------------------------|--|---------------------------------|---------------------------------|------------------------|
|                                  |          | T <sub>н</sub> , °C             | τ, мин | T <sub>1</sub> , °C                          | ε <sub>1</sub> , % | ε <sub>1Σ</sub> /ε <sub>2Σ</sub> , % | T <sub>2</sub> , °C                                  | ε <sub>2</sub> , %              | T <sub>yo</sub> , °C            | V <sub>yo</sub> , °C/c |
| Температурный график по проходам | 28       | 1180                            | 10     | (T <sub>sr</sub> +50°C)<br>→ T <sub>sr</sub> | 10→15              | 70/30                                | (Ar <sub>3</sub> +100°C)→<br>(Ar <sub>3</sub> +50°C) | 15→10                           | (Ar <sub>3</sub> +30°C)<br>→500 | 15                     |
|                                  | 29       |                                 |        |  |                    |                                      | (Ar <sub>3</sub> +70°C)→<br>(Ar <sub>3</sub> +20°C)  |                                 | Ar <sub>3</sub> →500            |                        |
|                                  | 30       |                                 |        |  |                    |                                      | (Ar <sub>3</sub> +50°C)<br>→Ar <sub>3</sub>          |                                 | (Ar <sub>3</sub> -20°C)<br>→500 |                        |
|                                  | 31       |                                 |        |  |                    |                                      | (Ar <sub>3</sub> +30°C)→<br>(Ar <sub>3</sub> -20°C)  |                                 | (Ar <sub>3</sub> -40°C)<br>→500 |                        |
|                                  | 32       |                                 |        |  |                    |                                      | (Ar <sub>3</sub> +50°C)→<br>(Ar <sub>3</sub> +100°C) |                                 | (Ar <sub>3</sub> +80°C)<br>→500 |                        |
|                                  | 33       |                                 |        |  |                    |                                      | (Ar <sub>3</sub> +20°C)→<br>(Ar <sub>3</sub> +70°C)  |                                 | (Ar <sub>3</sub> +50°C)<br>→500 |                        |
|                                  | 34       |                                 |        |  |                    |                                      | Ar <sub>3</sub> →<br>(Ar <sub>3</sub> +50°C)         |                                 | (Ar <sub>3</sub> +30°C)<br>→500 |                        |
|                                  | 35       |                                 |        |  |                    |                                      | (Ar <sub>3</sub> -20°C)→<br>(Ar <sub>3</sub> +30°C)  |                                 | (Ar <sub>3</sub> +10°C)<br>→500 |                        |
|                                  | 36       |                                 |        |  |                    |                                      | (Ar <sub>3</sub> +100°C)<br>=const                   |                                 | (Ar <sub>3</sub> +80°C)<br>→500 |                        |
|                                  | 37       |                                 |        |  |                    |                                      | (Ar <sub>3</sub> +50°C)<br>=const                    |                                 | (Ar <sub>3</sub> +30°C)<br>→500 |                        |
|                                  | 6        |                                 |        |  |                    |                                      | (Ar <sub>3</sub> +30°C)<br>=const                    |                                 | (Ar <sub>3</sub> +10°C)<br>→500 |                        |
|                                  | 38       |                                 |        |  |                    |                                      | Ar <sub>3</sub> =const                               |                                 | (Ar <sub>3</sub> -20°C)<br>→500 |                        |
| Схема деформации по проходам     | 39       |                                 |        |  |                    |                                      | Ar <sub>3</sub> +70°C)→<br>(Ar <sub>3</sub> +20°C)   | 10=const                        | Ar <sub>3</sub> →500            |                        |
|                                  | 40       |                                 |        |  |                    |                                      |  | 10→15                           |                                 |                        |
|                                  | 29       |                                 |        |  |                    |                                      |  | 15→10                           |                                 |                        |
|                                  | 41       |                                 |        |  |                    |                                      |  | 10→18                           |                                 |                        |
|                                  | 42       |                                 |        |  |                    |                                      | 18→10  | (Ar <sub>3</sub> +10°C)<br>→500 |                                 |                        |
|                                  | 43       |                                 |        |  |                    |                                      | 10=const   |                                 |                                 |                        |
|                                  | 44       |                                 |        |  |                    |                                      | 10→15  |                                 |                                 |                        |
|                                  | 6        |                                 |        |  |                    |                                      | 15→10  |                                 |                                 |                        |
| 45                               | 10→18    | (Ar <sub>3</sub> +10°C)<br>→500 |        |  |                    |                                      |  |                                 |                                 |                        |
| 46                               | 18→10    |                                 |        |  |                    |                                      |  |                                 |                                 |                        |

Таблица В.7 - Режимы обработки образцов на пластометре «GLEEBLE 3800» для исследования влияния температурно-деформационной схемы обжатий по проходам на чистой стадии прокатки на структуру экономнолегированной стали состава № 9

| Варьируемый параметр             | № режима                     | Нагрев под прокатку |        | Черновая стадия                           |                    |                                      | Чистовая стадия                                       |                                | Ускоренное охлаждение           |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|----------------------------------|------------------------------|---------------------|--------|---|--------------------|--------------------------------------|---|--------------------------------|---------------------------------|------------------------|--|--|--|--|----------|---------------------------------|--|
|                                  |                              | T <sub>н</sub> , °C | τ, мин | T <sub>1</sub> , °C                       | ε <sub>1</sub> , % | ε <sub>1Σ</sub> /ε <sub>2Σ</sub> , % | T <sub>2</sub> , °C                                   | ε <sub>2</sub> , %             | T <sub>yo</sub> , °C            | V <sub>yo</sub> , °C/c |  |  |  |  |          |                                 |  |
| Температурный график по проходам | 28                           | 1220                | 10     | (T <sub>sr</sub> +50°C) → T <sub>sr</sub> | 10→20              | 70/30                                | (T <sub>sr</sub> -50°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -80°C)   | 15→10                          | (T <sub>sr</sub> -100°C)<br>→20 | 25                     |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 29                           |                     |        |   |                    |                                      | (T <sub>sr</sub> -50°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -100°C)  |                                | (T <sub>sr</sub> -120°C)<br>→20 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 30                           |                     |        |   |                    |                                      | T <sub>sr</sub> -80°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -130°C)   |                                | (T <sub>sr</sub> -150°C)<br>→20 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 31                           |                     |        |   |                    |                                      | T <sub>sr</sub> -100°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -150°C)  |                                | (T <sub>sr</sub> -70°C)<br>→20  |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 32                           |                     |        |   |                    |                                      | (T <sub>sr</sub> -80°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -50°C)   |                                | (T <sub>sr</sub> -70°C)<br>→20  |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 33                           |                     |        |   |                    |                                      | (T <sub>sr</sub> -100°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -50°C)  |                                | (T <sub>sr</sub> -100°C)<br>→20 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 34                           |                     |        |   |                    |                                      | (T <sub>sr</sub> -130°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -80°C)  |                                | (T <sub>sr</sub> -120°C)<br>→20 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 35                           |                     |        |   |                    |                                      | (T <sub>sr</sub> -150°C)→<br>(T <sub>sr</sub> -100°C) |                                | (T <sub>sr</sub> -70°C)<br>→20  |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 36                           |                     |        |   |                    |                                      | (T <sub>sr</sub> -50°C)=const                         |                                | (T <sub>sr</sub> -90°C)<br>→20  |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 5                            |                     |        |   |                    |                                      | (T <sub>sr</sub> -70°C)=const                         |                                | (T <sub>sr</sub> -120°C)<br>→20 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 37                           |                     |        |   |                    |                                      | (T <sub>sr</sub> -100°C)<br>=const                    |                                | (T <sub>sr</sub> -170°C)<br>→20 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | 38                           |                     |        |   |                    |                                      | (T <sub>sr</sub> -150°C)<br>=const                    |                                |                                 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
|                                  | Схема деформации по проходам |                     |        |   |                    |                                      | 39  |                                |                                 |                        |  |  |  |  | 10=const | (T <sub>sr</sub> -100°C)<br>→20 |  |
|                                  |                              |                     |        |   |                    |                                      | 40  |                                |                                 |                        |  |  |  |  | 10→15    |                                 |  |
| 28                               |                              |                     |        |   |                    |                                      | 15→10   |                                |                                 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
| 41                               |                              |                     |        |   |                    |                                      | 10→20   |                                |                                 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
| 42                               |                              |                     |        |   |                    |                                      | 20→10   |                                |                                 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
| 43                               |                              |                     |        |   |                    |                                      | 10=const  | (T <sub>sr</sub> -90°C)<br>→20 |                                 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
| 44                               |                              |                     |        |   |                    |                                      | 10→15   |                                |                                 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
| 6                                |                              |                     |        |   |                    |                                      | 15→10   |                                |                                 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
| 45                               |                              |                     |        |   |                    |                                      | 10→20   |                                |                                 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |
| 46                               |                              |                     |        |   |                    |                                      | 20→10   |                                |                                 |                        |  |  |  |  |          |                                 |  |

Таблица В.8 - Режимы обработки образцов на пластометре «GLEEBLE 3800» для исследования влияния параметров охлаждения после прокатки на структуру исследуемых сталей

| Условный номер состава | № режима | Нагрев под прокатку |        | Черновая стадия прокатки                     |                    |                                      | Чистовая стадия прокатки  |   | Ускоренное охлаждение  |                        |
|------------------------|----------|---------------------|--------|--|--------------------|--------------------------------------|---|---|--|------------------------|
|                        |          | T <sub>н</sub> , °C | τ, мин | T <sub>1</sub> , °C                          | ε <sub>1</sub> , % | ε <sub>1Σ</sub> /ε <sub>2Σ</sub> , % | T <sub>2</sub> , °C   | ε <sub>2</sub> , %  | T <sub>yo</sub> , °C   | V <sub>yo</sub> , °C/c |
| 5, 9                   | 47       | 1180*<br>1220**     | 10     | (T <sub>sr</sub> +50°C) →<br>T <sub>sr</sub> | 10→15*<br>10→20**  | 70/30                                | (A <sub>r3</sub> +30°C)<br>=const*<br>(T <sub>sr</sub> -70°C)<br>=const** | 15→10   | (A <sub>r3</sub> +10°C)<br>→500*<br>(T <sub>sr</sub> -90°C)<br>→20** | 3-5                    |
|                        | 6*, 48** |                     |        |  |                    |                                      |   |   |  | 15-20                  |
|                        | 5**, 48* |                     |        |  |                    |                                      |   |   |  | 25-30                  |
| 5                      | 49-53    | 1180                | 10     | (T <sub>sr</sub> +50°C) →<br>T <sub>sr</sub> | 10→15              | 70/30                                | (A <sub>r3</sub> +30°C)<br>=const*  | (A <sub>r3</sub> +10°C)<br>→400,<br>425, 450,<br>525, 550 | 15   |                        |

Примечание: \* - для стали состава № 5, \*\* - для стали состава № 9

Таблица В.9 - Режимы обработки для исследования влияния параметров охлаждения после прокатки на структуру исследуемых сталей

| Способ заковки | № режима/ образца | Нагрев под прокатку   |                    | Черновая стадия прокатки   |                     |   | Чистовая стадия прокатки                   |                     | Ускоренное охлаждение                       |                            |
|----------------|-------------------|-----------------------|--------------------|--|---------------------|---|--|---------------------|---|----------------------------|
|                |                   | $T_n, ^\circ\text{C}$ | $\tau, \text{мин}$ | $T_1, ^\circ\text{C}$  | $\varepsilon_1, \%$ | $\varepsilon_{1\Sigma} / \varepsilon_{2\Sigma}, \%$ | $T_2, ^\circ\text{C}$                      | $\varepsilon_2, \%$ | $T_{yo}, ^\circ\text{C}$                    | $V_{yo}, ^\circ\text{C/c}$ |
| З              | 1-1 и 1-2         | 1180                  | 10                 | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) \rightarrow T_{sr}$                     | 10→15               | 70/30   | $(T_{sr}-30^\circ\text{C}) = \text{const}$ | 15→10               | Имитация охлаждения на воздухе              |                            |
|                | 2-1 и 2-2         |                       |                    |  |                     |   |  |                     |   |                            |
|                | 3-1 и 3-2         |                       |                    |  |                     |   |  |                     |   |                            |
| ЗПН            | 4-1 и 4-2         |                       |                    | $(T_{sr}+100^\circ\text{C}) \rightarrow (T_{sr}+50^\circ\text{C})$ |                     |   | $(T_{sr}+20^\circ\text{C}) = \text{const}$ |                     | $T_{sr} \rightarrow 20$                     | 5 и 30                     |
|                | 5-1 и 5-2         |                       |                    | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) \rightarrow T_{sr}$                     |                     |   | $(T_{sr}-30^\circ\text{C}) = \text{const}$ |                     | $(T_{sr}-50^\circ\text{C}) \rightarrow 20$  |                            |
|                | 6-1 и 6-2         |                       |                    | $(T_{sr}+50^\circ\text{C}) \rightarrow T_{sr}$                     |                     |   | $(T_{sr}-80^\circ\text{C}) = \text{const}$ |                     | $(T_{sr}-100^\circ\text{C}) \rightarrow 20$ |                            |



**ПРИЛОЖЕНИЕ Г**  
(обязательное)

**Структура и механические свойства листового проката после ТМО+УО, ЗПН+О, З+О из низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355-750**

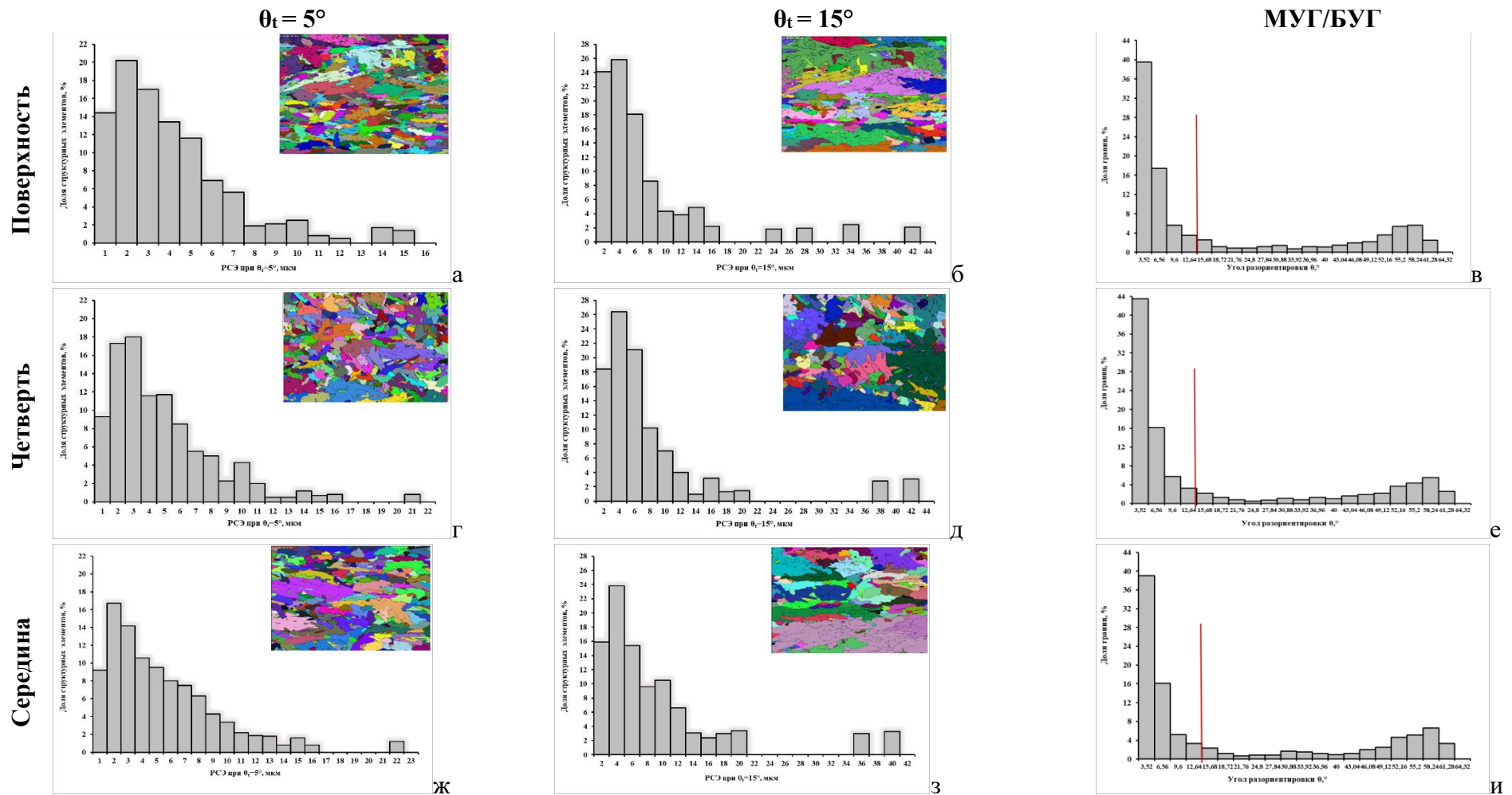


Рисунок Г.1 - Гистограммы распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 5^\circ$  (а, г, ж) и  $15^\circ$  (б, д, з) с наложением соответствующих карт структурных элементов и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (в, е, и) для различных мест по сечению листового проката толщиной 25 мм: вблизи поверхности (а-в), в четверти (г-е) и в середине (ж-и) по его сечению

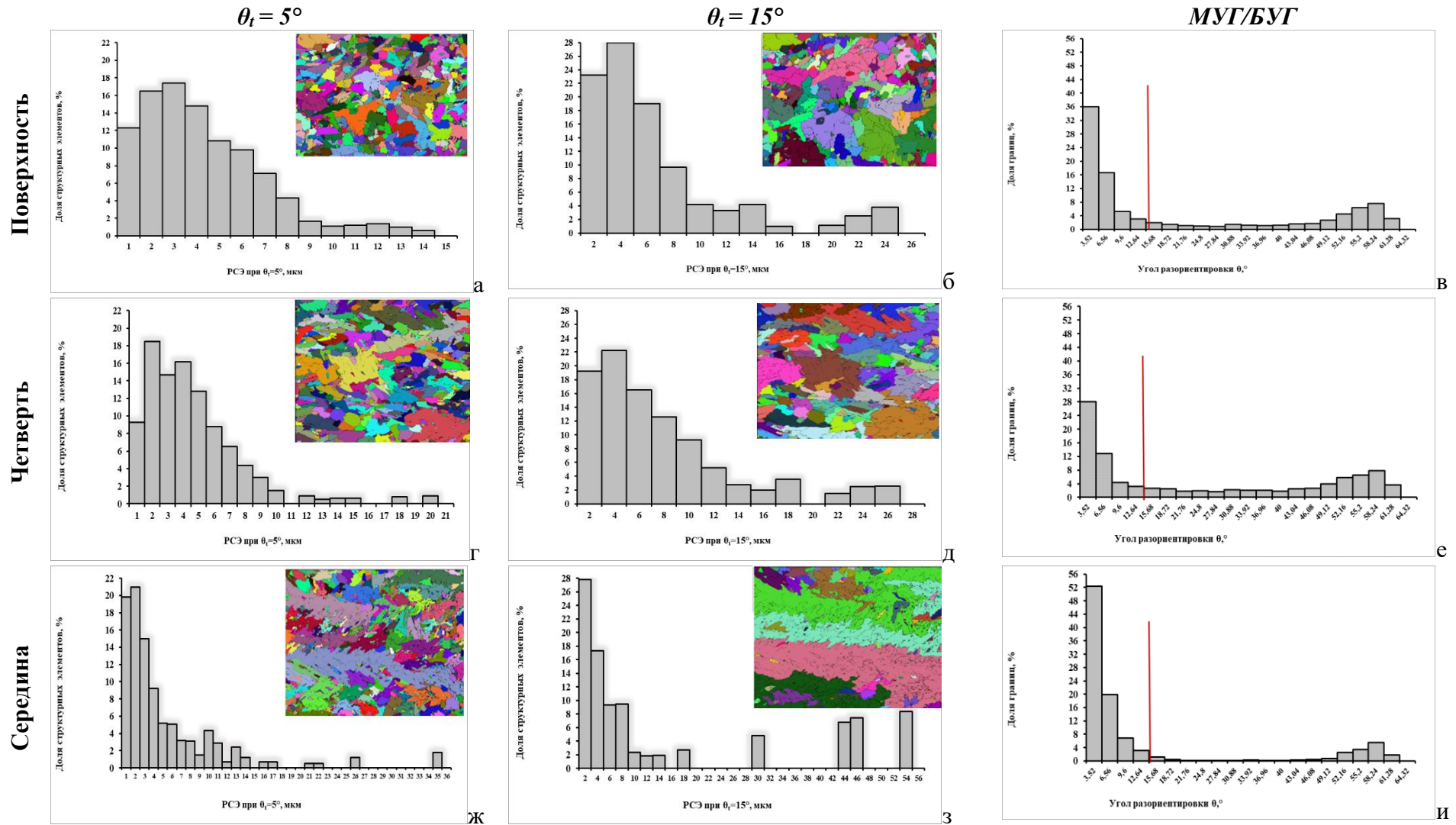


Рисунок Г.2 - Гистограммы распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 5^\circ$  (а, г, ж) и  $15^\circ$  (б, д, з) с наложением соответствующих карт структурных элементов и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (в, е, и) для различных мест по сечению листового проката толщиной 50 мм: вблизи поверхности (а-в), в четверти (г-е) и в середине (ж-и) по его сечению

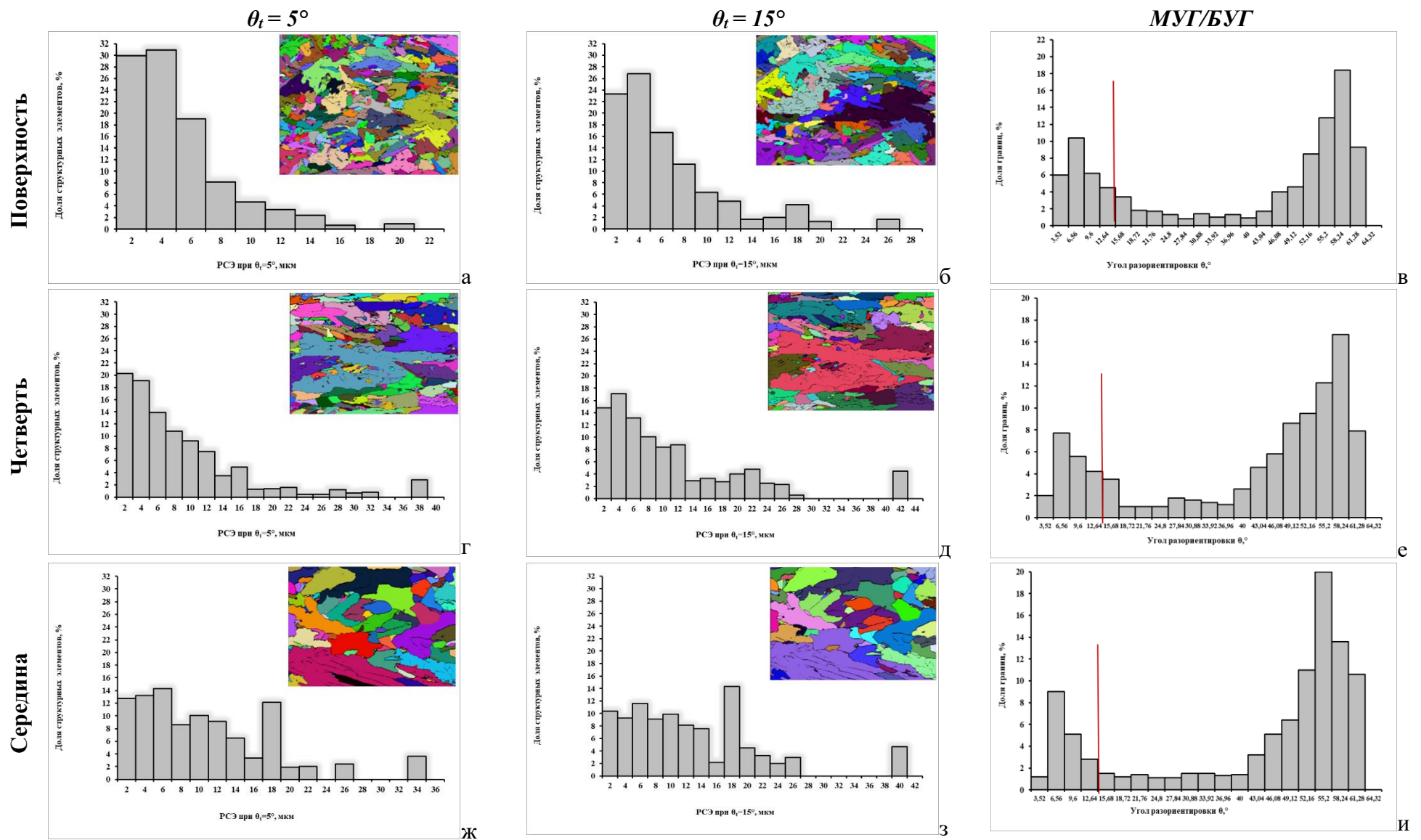


Рисунок Г.3 - Гистограммы распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 5^\circ$  (а, г, ж) и  $15^\circ$  (б, д, з) с наложением соответствующих карты структурных элементов и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (в, е, и) для различных мест по сечению листового проката толщиной 100 мм: вблизи поверхности (а-в), в четверти (г-е) и в середине (ж-и) по его сечению

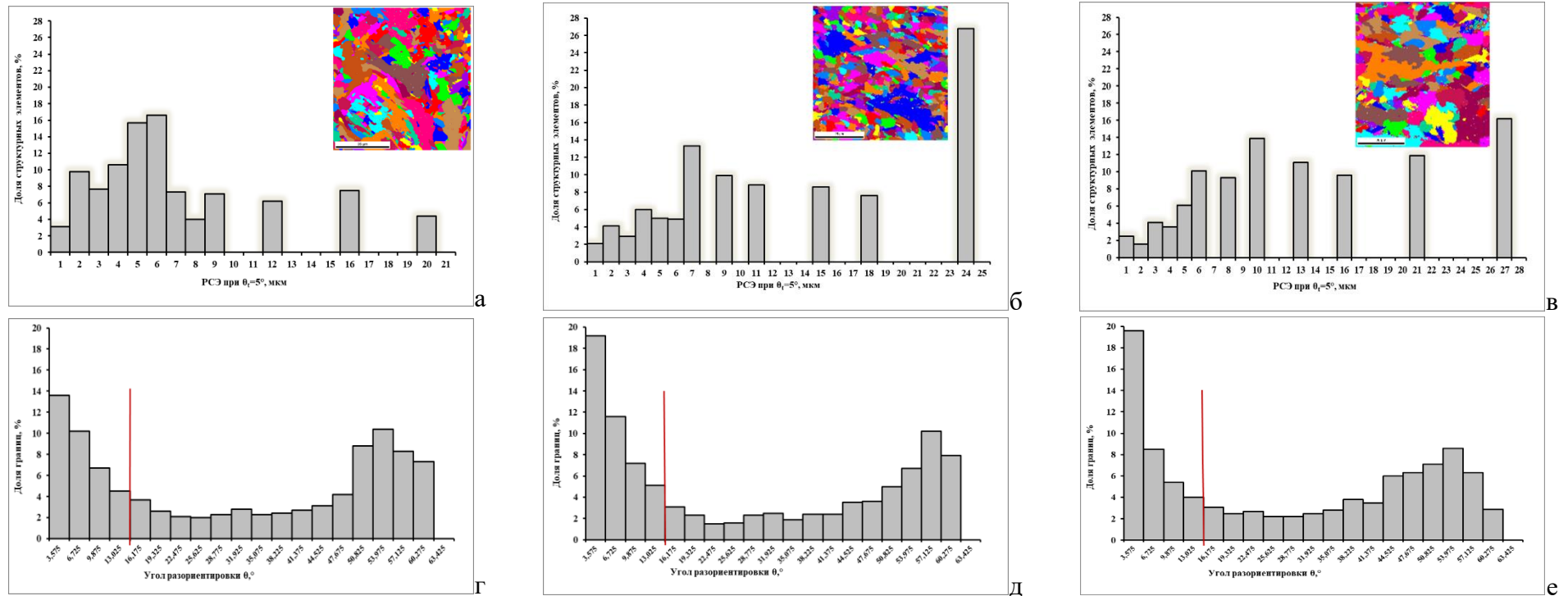


Рисунок Г.4 - Гистограммы распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 5^\circ$  (а-в) с наложением соответствующих карт структурных элементов и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (г-е) для различных мест по сечению листового проката № 5/50-6 толщиной 50 мм: вблизи поверхности (а, г), в четверти (б, д) и в середине (в, е) по его толщине

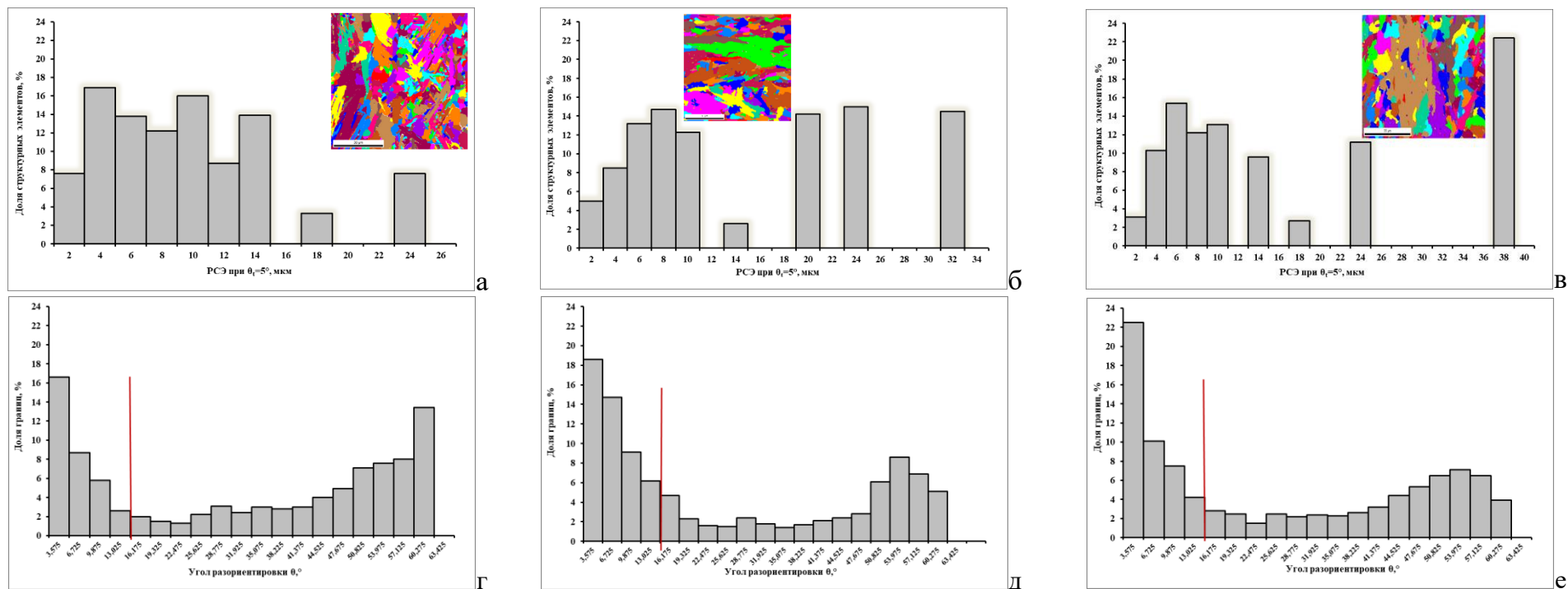


Рисунок Г.5 - Гистограммы распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 5^\circ$  (а-в) с наложением соответствующих карт структурных элементов и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (г-е) для различных мест по сечению листового проката № 5/50-7 толщиной 50 мм: вблизи поверхности (а, г), в четверти (б, д) и в середине (в, е) по его толщине



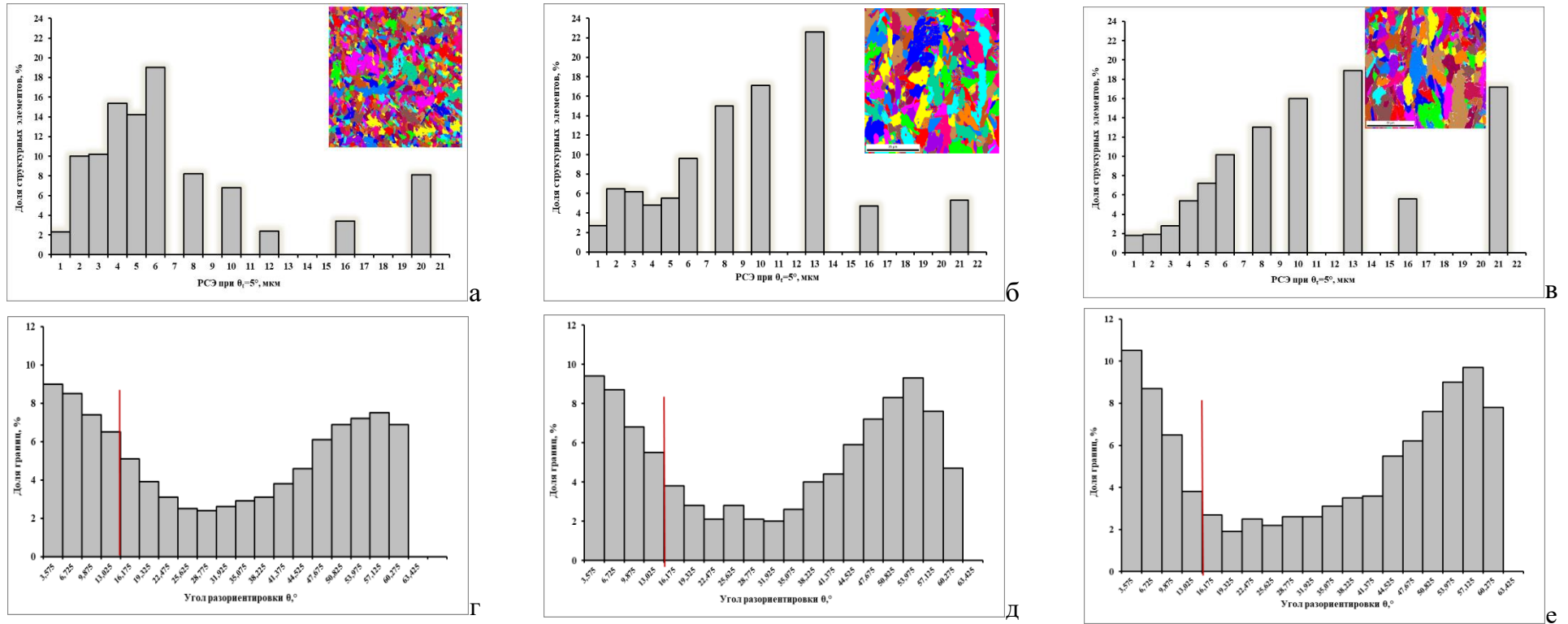


Рисунок Г.6 - Гистограммы распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 5^\circ$  (а-в) с наложением соответствующих карт структурных элементов и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (г-е) для различных мест по сечению листового проката № 5/50-8 толщиной 50 мм: вблизи поверхности (а, г), в четверти (б, д) и в середине (в, е) по его толщине



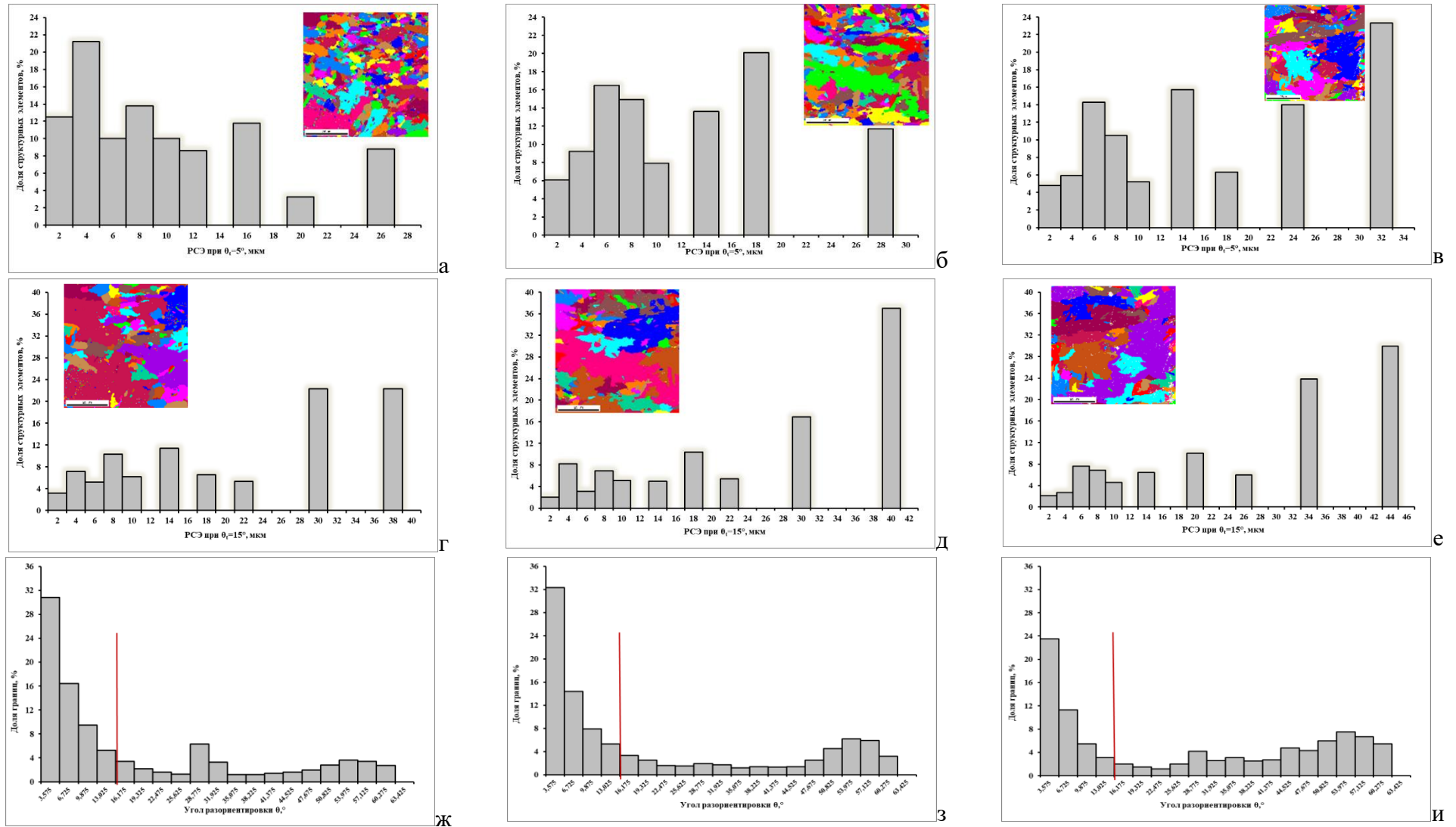


Рисунок Г.7 - Гистограммы распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_i = 5^\circ$  (а-в) и  $15^\circ$  (г-е) с наложением соответствующих карт структурных элементов, а также межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (ж-и) для различных мест по сечению листового проката № 5/50-12 толщиной 50 мм: вблизи поверхности (а, г, ж), в четверти (б, д, з) и в середине (в, е, и) по его толщине

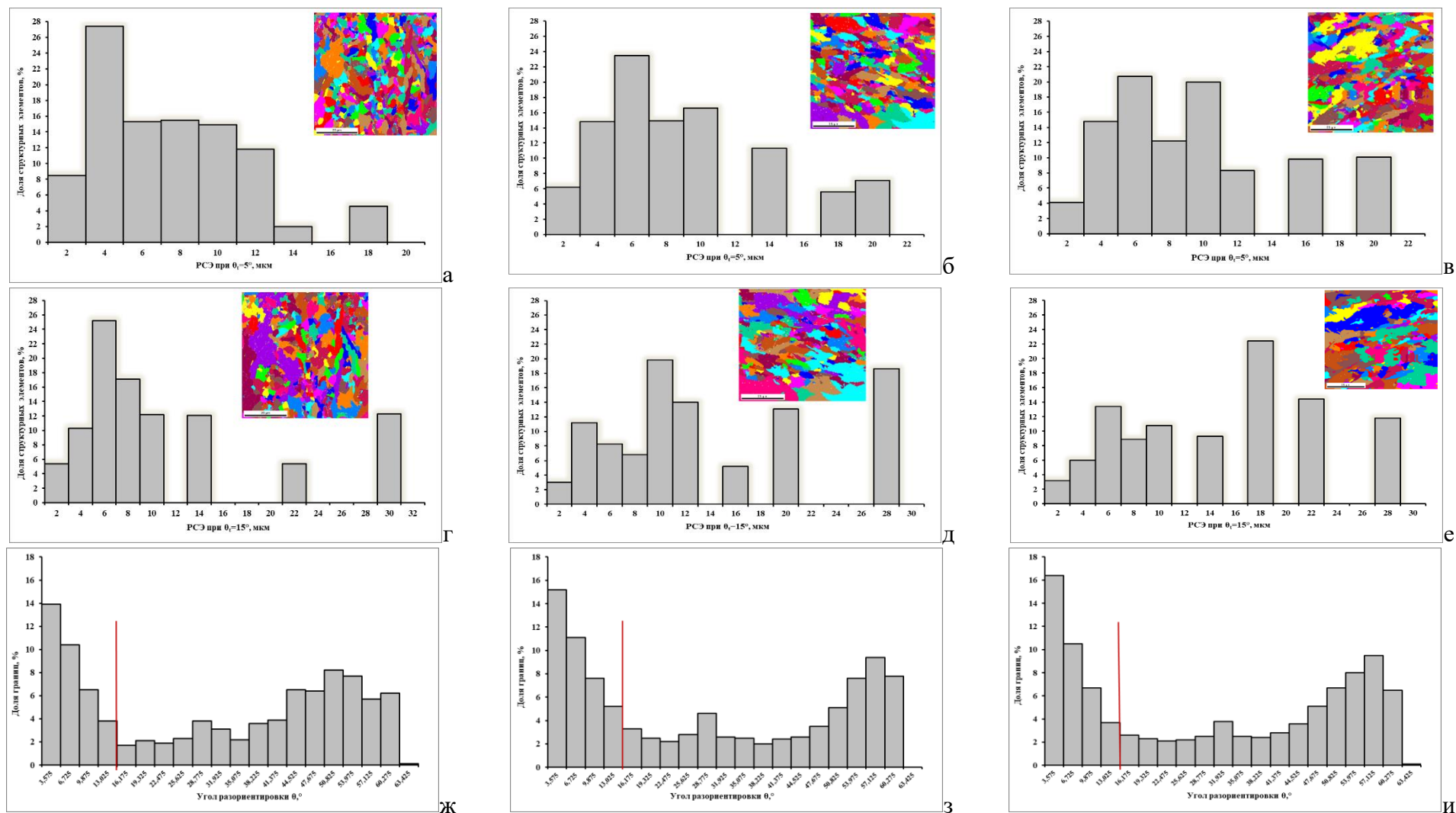


Рисунок Г.8 - - Гистограммы распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_i = 5^\circ$  (а-в) и  $15^\circ$  (г-е) с наложением соответствующих карт структурных элементов, а также межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (ж-и) для различных мест по сечению листового проката № 5/50-13 толщиной 50 мм: вблизи поверхности (а, г, ж), в четверти (б, д, з) и в середине (в, е, и) по его толщине

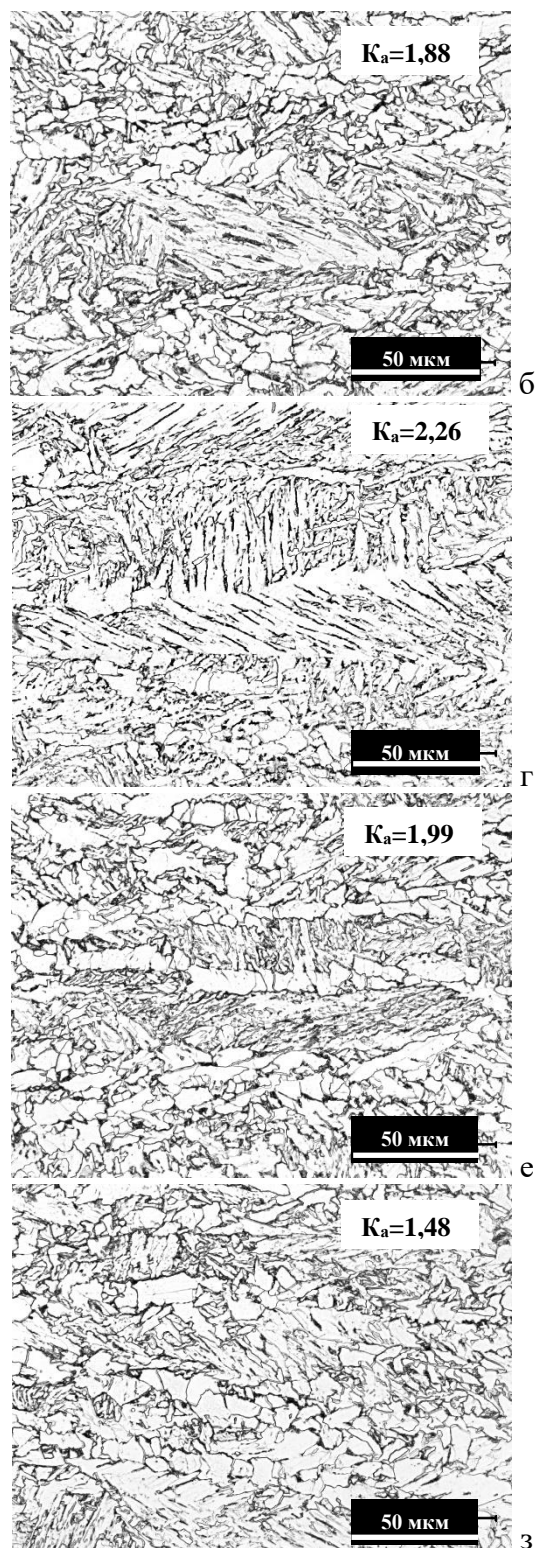
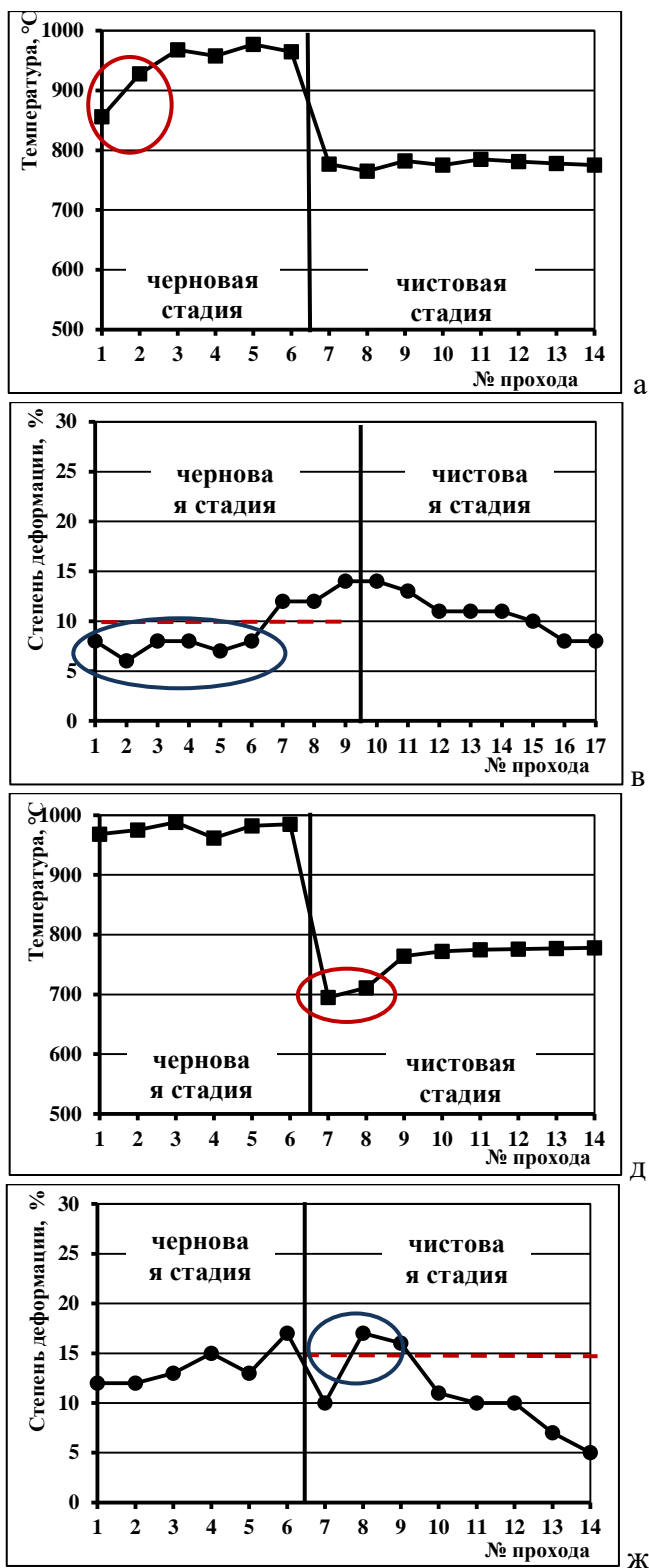


Рисунок Г.9 – Влияние основных технологических особенностей температурно-деформационных режимов прокатки на черновой (а-г) и чистовой (д-з) стадиях на формирование анизотропной ферритно-бейнитной структуры в середине по сечению листового проката из низколегированных сталей (на примере стали уровней прочности 355-390) [286]: а, в, д, ж – графики распределения температуры (а, д) и степени деформации (в, ж) по проходам; б, г, е, з – структура в середине по толщине 50 мм листового проката, изготовленного согласно режимам, представленным с левой стороны



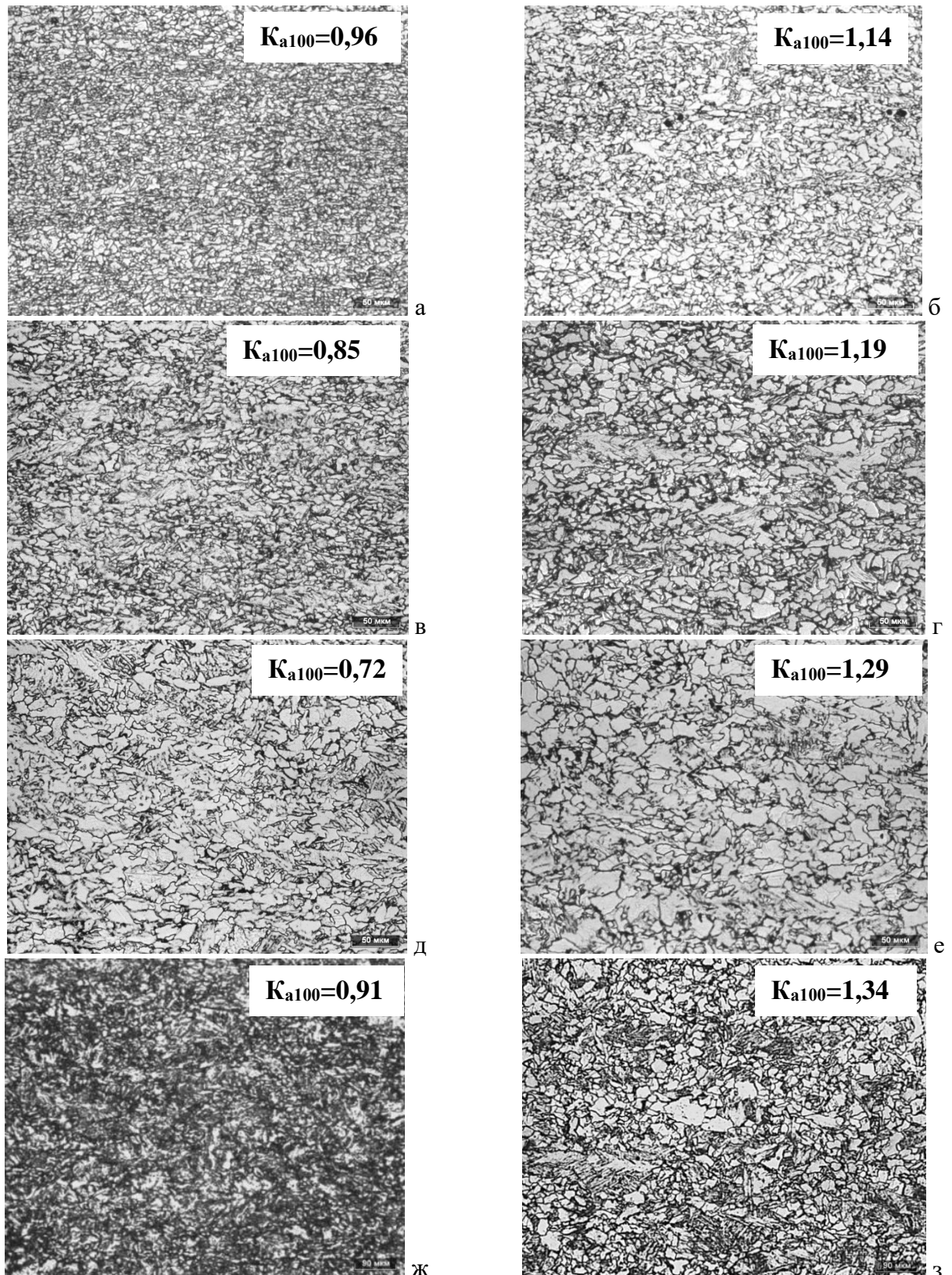


Рисунок Г.10 – Структура листового проката из низколегированной хладостойкой стали категории F с пределом текучести не менее 355 МПа по ГОСТ Р 52927 и EN 10225 после ТМО+УО вблизи поверхности (а, в, д, ж) и в середине по толщине (б, г, е, з):  
а, б – 20 мм, в, г – 60 мм, д, е – 80 мм, ж, з – 100 мм

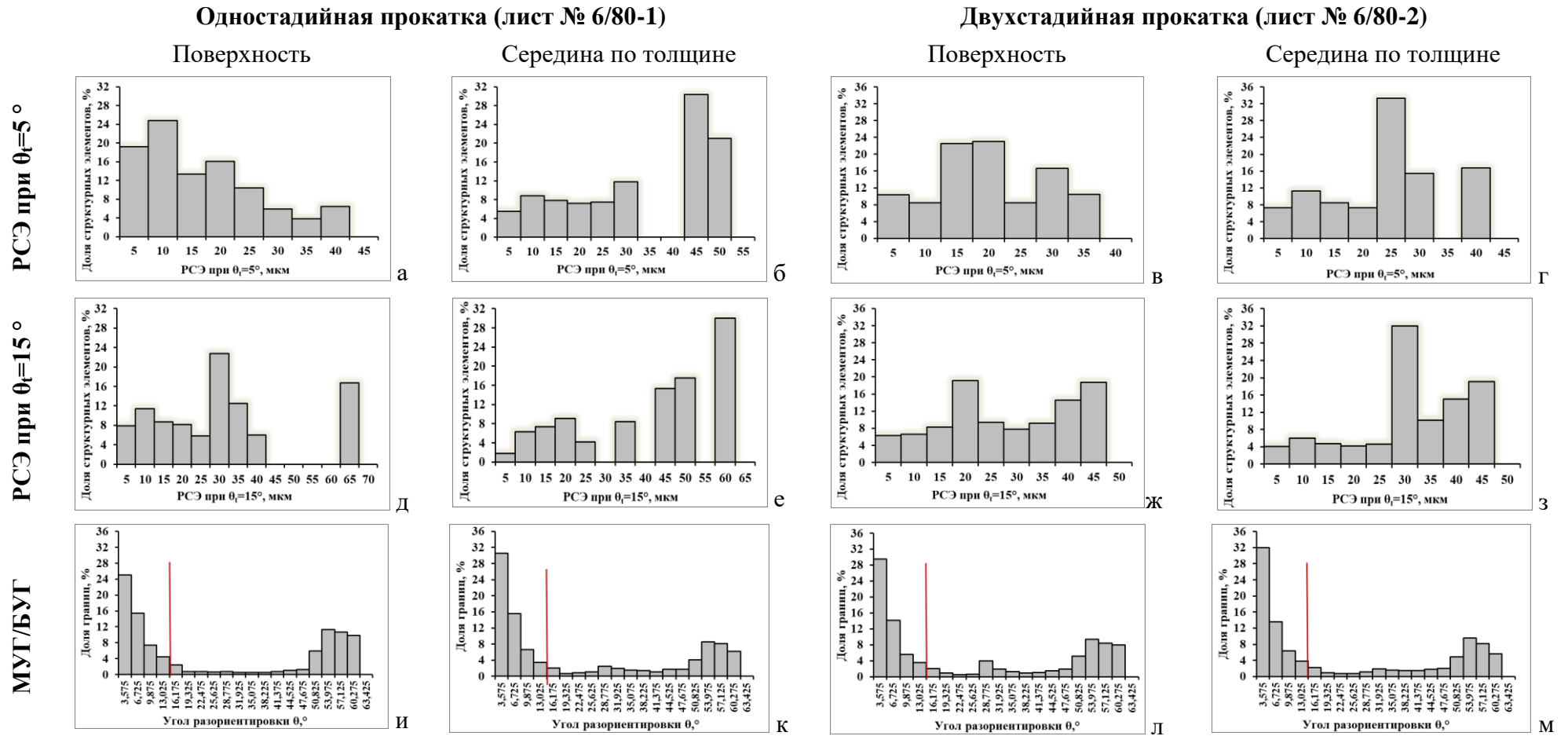


Рисунок Г.11 - Гистограммы распределений структурных элементов по размерам при  $\theta_t=5^\circ$  (а-г) и  $15^\circ$  (д-з) и межкристаллитных границ по углам разориентировки  $\theta$  (и-м) для листовых прокатов №№ 6/80-1 (а, б, д, е, и, к) и 6/80-2 (в, г, ж, з, л, м) толщиной 80 мм из низколегированной судостроительной стали состава № 1 уровня прочности 420-460 после ЗПН+О в поверхностных слоях (а, д, и, в, ж, л) и в середине по сечению (б, е, к, г, з, м)

Таблица Г.1 – Механические свойства листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали состава № 3 уровней прочности 420-460, изготовленного по различным режимам высокотемпературной (черновой) стадии прокатки и ускоренного охлаждения

| Условный номер листа         | R <sub>m</sub> , МПа | R <sub>e</sub> , МПа | A <sub>5</sub> , % | Z <sub>z</sub> , % | KV <sup>-60</sup> , Дж |                     | KVA <sup>-60</sup> , Дж |                   |
|------------------------------|----------------------|----------------------|--------------------|--------------------|------------------------|---------------------|-------------------------|-------------------|
|                              |                      |                      |                    |                    | П                      | С                   | П                       | С                 |
| 5/50-2                       | 479                  | 587                  | 26                 | 71-75              | 375, 349, 353          | <b>14</b> , 244, 14 | 345, 330, 336           | <b>18, 17, 53</b> |
| 5/50-3                       | 485                  | 580                  | 26,5               | 78-80              | 255, 258, 258          | 237, 315, 243       | <b>63, 27</b> , 188     | <b>15, 45, 59</b> |
| 5/50-4                       | 491                  | 592                  | 21,5               | 78-79              | 300, 300, 280          | 297,300, 315        | 210, 183, 168           | 315, 339, 324     |
| 5/50-5                       | 465                  | 600                  | 25                 | 83-84              | 327, 280, 331          | 250, 275, 260       | 330, 336, 330           | 339, 303, 276     |
| <b>Требования ГОСТ 52927</b> | <b>Не менее 460</b>  | <b>570-720</b>       | <b>Не менее 17</b> | <b>Не менее 35</b> | <b>Не менее 80</b>     |                     |                         |                   |

Таблица Г.2 - Механические свойства исследованных листов толщиной 50 мм из низколегированной стали уровней прочности 355-390, изготовленного при различных технологически нарушениях на высокотемпературной стадии прокатки (в сравнении с оптимальным режимом)

| Условный номер листа         | R <sub>m</sub> , МПа | R <sub>e</sub> , МПа | A <sub>5</sub> , % | Z <sub>z</sub> , % | % B                | KV <sup>-60</sup> , Дж |               | KVA <sup>-60</sup> , Дж |
|------------------------------|----------------------|----------------------|--------------------|--------------------|--------------------|------------------------|---------------|-------------------------|
|                              |                      |                      |                    |                    |                    | П                      | С             | П                       |
| 5/50-6                       | 475                  | 580                  | 28                 | 52-76              | <b>80</b>          | 193, 217, 226          | 130, 158, 155 | 108, <b>19, 51</b>      |
| 5/50-7                       | 480                  | 590                  | 26                 | 75-77              | <b>75</b>          | 219, 212, 218          | 192, 125, 179 | <b>32, 198, 33</b>      |
| 5/50-8                       | 450                  | 580                  | 27                 | 73-75              | 90                 | 248, 250, 230          | 212, 225, 175 | 230, 204, 244           |
| <b>Требования ГОСТ 52927</b> | <b>Не менее 390</b>  | <b>510-660</b>       | <b>Не менее 20</b> | <b>Не менее 35</b> | <b>Не менее 90</b> | <b>Не менее 50</b>     |               |                         |

Таблица Г.3 - Механические свойства исследованных листов толщиной 50 мм из низколегированной стали уровней прочности 420-460, изготовленного по различным режимам завершающей (чистовой) стадии прокатки

| Условный номер листа         | R <sub>m</sub> , МПа | R <sub>e</sub> , МПа | A <sub>5</sub> , % | Z <sub>z</sub> , % | % B                | KV <sup>-60</sup> , Дж |                     | KVA <sup>-60</sup> , Дж |
|------------------------------|----------------------|----------------------|--------------------|--------------------|--------------------|------------------------|---------------------|-------------------------|
|                              |                      |                      |                    |                    |                    | П                      | С                   | П                       |
| 5/50-9                       | 465                  | 580                  | 29                 | 67-71              | 85                 | <b>26, 75, 32</b>      | 98, <b>35</b> , 216 | <b>17, 11, 7</b>        |
| 5/50-10                      | 480                  | 610                  | 29                 | 64-73              | 80                 | 165, 180, 134          | 72, <b>36</b> , 163 | <b>32, 29, 13</b>       |
| 5/50-11                      | 480                  | 580                  | 27                 | 65-71              | 95                 | 234, 274, 233          | 210, 186, 165       | 199, 161, 218           |
| <b>Требования ГОСТ 52927</b> | <b>Не менее 420</b>  | <b>570-720</b>       | <b>Не менее 17</b> | <b>Не менее 35</b> | <b>Не менее 90</b> | <b>Не менее 80</b>     |                     |                         |



Таблица Г.4 – Прочностные и пластические свойства листового проката толщиной 100 мм из низколегированной стали уровней прочности 355-390, изготовленного по различным режимам завершающей (чистовой) стадии прокатки

| Условный номер листа         | R <sub>m</sub> , МПа | R <sub>e</sub> , МПа | A <sub>5</sub> , % | Z <sub>2</sub> , % |
|------------------------------|----------------------|----------------------|--------------------|--------------------|
| 5/100-2                      | 410                  | 512                  | 26                 | 43                 |
| 5/100-3                      | 422                  | 522                  | 24,5               | 41                 |
| 5/100-4                      | 437                  | 529                  | 22,5               | 51                 |
| <b>Требования ГОСТ 52927</b> | <b>Не менее 390</b>  | <b>510-660</b>       | <b>Не менее 20</b> | <b>Не менее 35</b> |

Таблица Г.5 – Механические свойства листового проката толщиной 50 мм из низколегированной стали уровней прочности 420-460, изготовленного по при варьировании режима ускоренного охлаждения

| Условный номер листа         | R <sub>m</sub> , МПа | R <sub>e</sub> , МПа | A <sub>5</sub> , % | Z <sub>2</sub> , % | B, %               |
|------------------------------|----------------------|----------------------|--------------------|--------------------|--------------------|
| 5/50-12                      | 470                  | 585                  | 23,5               | 74-76              | 83                 |
| 5/50-13                      | 490                  | 600                  | 25                 | 72-73              | 100                |
| <b>Требования ГОСТ 52927</b> | <b>Не менее 460</b>  | <b>570-720</b>       | <b>Не менее 17</b> | <b>Не менее 35</b> | <b>Не менее 90</b> |

## ПРИЛОЖЕНИЕ Д

(обязательное)

**Механические свойства опытно-промышленных партий листового проката из разработанных хладостойких судостроительных сталей арктического применения, в том числе с индексом «Arc»**

Таблица Д.1 - Механические свойства листового проката толщиной 25-50 мм из низколегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc» производства ООО «ОМЗ-Спецсталь» и ПАО «Северсталь»

| Уровень прочности  | Технология | Толщина листа, мм | R <sub>m</sub> , МПа    | R <sub>e</sub> , МПа  | A <sub>5</sub> , %   | Z <sub>z</sub> , %   |
|--------------------|------------|-------------------|-------------------------|-----------------------|----------------------|----------------------|
| 355-390            | ТМО+УО     | 25                | <u>590 – 640</u><br>613 | <u>485-510</u><br>498 | <u>23,5-28</u><br>26 | <u>76-81</u><br>78   |
|                    |            | 50                | <u>560-590</u><br>580   | <u>450-480</u><br>469 | <u>25-30</u><br>28   | <u>71,5-81</u><br>75 |
| <b>Требования*</b> |            | <b>F355Arc</b>    | <b>490-630</b>          | <b>Не менее 355</b>   | <b>Не менее 21</b>   | <b>Не менее 35</b>   |
|                    |            | <b>F390Arc</b>    | <b>510-660</b>          | <b>Не менее 390</b>   | <b>Не менее 20</b>   |                      |
| 420                | ТМО+УО     | 25                | <u>538-583</u><br>560   | <u>467-507</u><br>484 | <u>22-28,5</u><br>25 | <u>71-83</u><br>79   |
|                    |            | 50                | <u>569-605</u><br>593   | <u>447-485</u><br>463 | <u>23-27</u><br>25   | <u>78-85</u><br>82   |
| 460                |            | 25                | <u>580-614</u><br>596   | <u>480-510</u><br>494 | <u>22-25</u><br>23   | <u>78-85</u><br>81   |
|                    |            | 50                | <u>587-610</u><br>597   | <u>469-497</u><br>482 | <u>21-27</u><br>24   | <u>66-82</u><br>76   |
| <b>Требования*</b> |            | <b>F420Arc</b>    | <b>530-680</b>          | <b>Не менее 420</b>   | <b>Не менее 19</b>   | <b>Не менее 35</b>   |
|                    |            | <b>F460Arc</b>    | <b>570-720</b>          | <b>Не менее 460</b>   |                      |                      |

Примечание: Обобщенные (наиболее высокие) требования ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС

Таблица Д.2 – Результаты испытаний на ударный изгиб, изгиб и излом листового проката толщиной 25-50 мм из низколегированных хладостойких сталей с индексом «Arc» производства ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь»

| Уровень прочности | Толщина листа, мм | KV <sup>-60</sup> , Дж |                       | KVA <sup>-60</sup> , Дж |                       | Угол изгиба, град      | % B                   |
|-------------------|-------------------|------------------------|-----------------------|-------------------------|-----------------------|------------------------|-----------------------|
|                   |                   | П                      | С                     | П                       | С                     |                        |                       |
| 355-390           | 25                | <u>249-356</u><br>290  | -                     | <u>119-276</u><br>225   | -                     | 120, без трещин        | <u>100-100</u><br>100 |
|                   | 50                | <u>176-250</u><br>219  | <u>81-252</u><br>195  | <u>69-244</u><br>176    | -                     |                        | <u>100-100</u><br>100 |
| 420               | 25                | <u>244-337</u><br>286  | -                     | <u>165-288</u><br>242   | -                     |                        | <u>100-100</u><br>100 |
|                   | 50                | <u>271-360</u><br>330  | <u>213-360</u><br>308 | <u>285-360</u><br>339   | <u>184-360</u><br>290 |                        | <u>92-100</u><br>94,5 |
| 460               | 25                | <u>184-360</u><br>282  |                       | <u>270-360</u><br>313   | -                     |                        | <u>96-100</u><br>99   |
|                   | 50                | <u>189-345</u><br>290  | <u>226-345</u><br>292 | <u>201-346</u><br>281   | <u>161-342</u><br>252 |                        | <u>90-100</u><br>97   |
| <b>Требования</b> |                   | <b>Не менее 80</b>     |                       |                         |                       | <b>120, без трещин</b> | <b>Не менее 90</b>    |

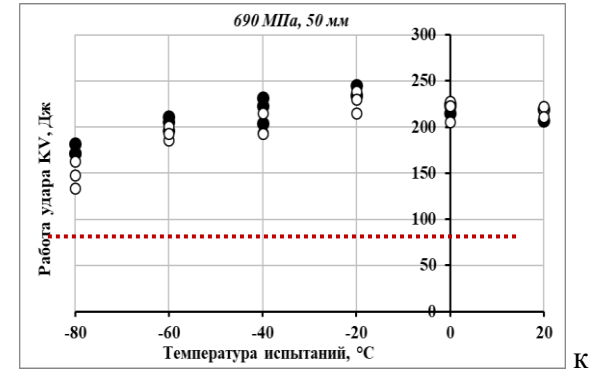
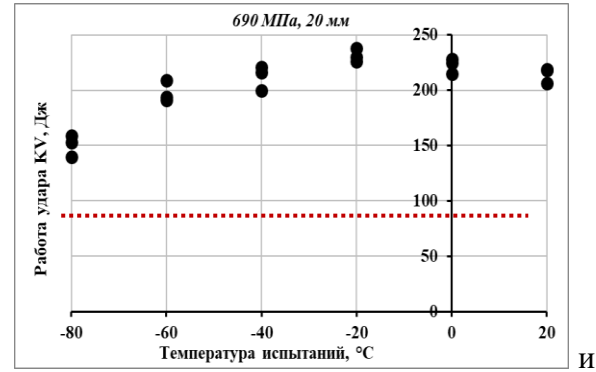
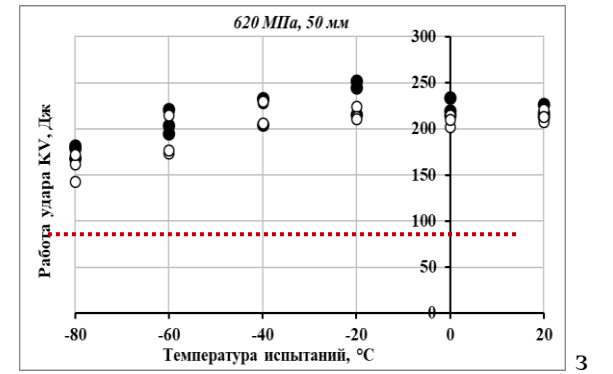
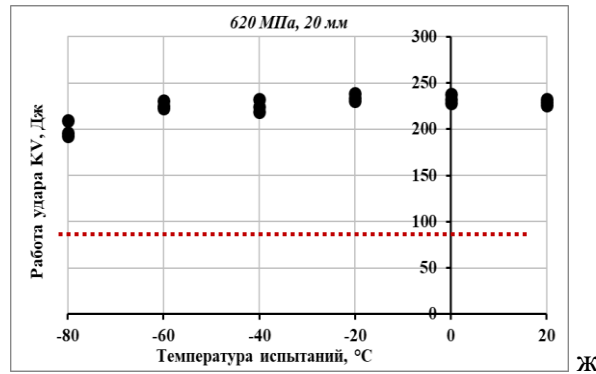
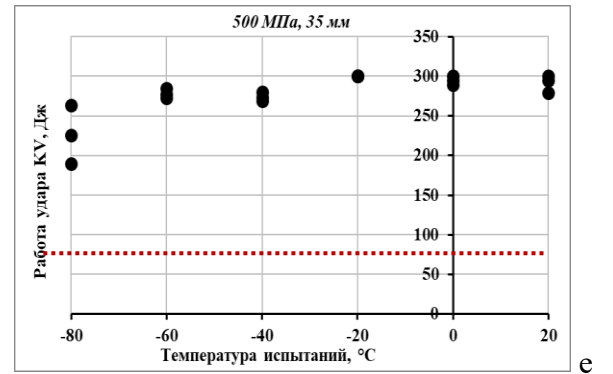
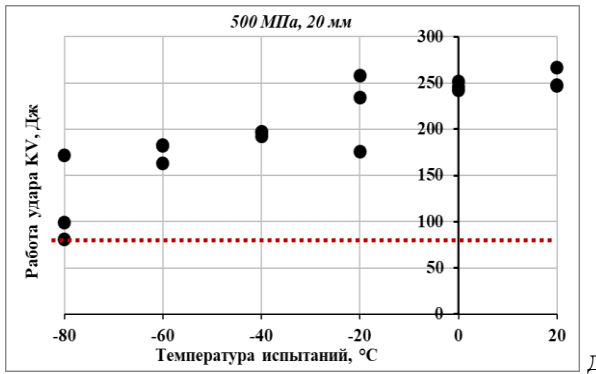
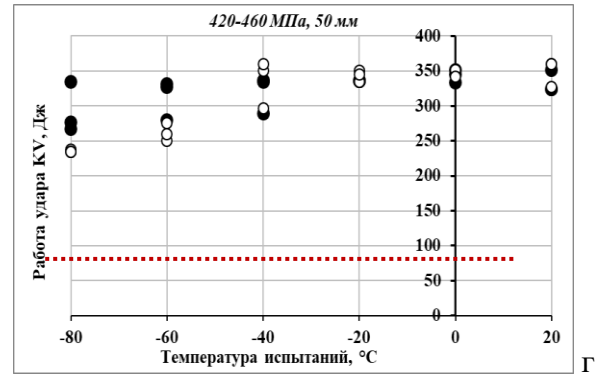
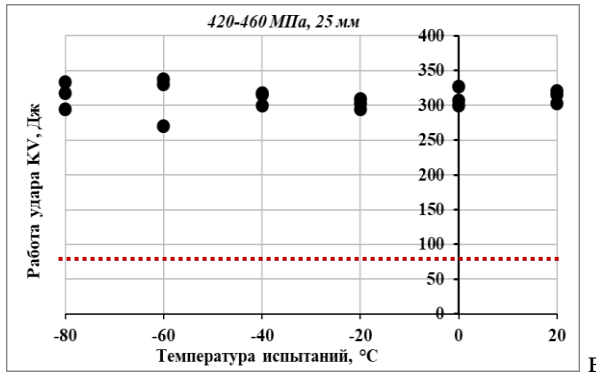
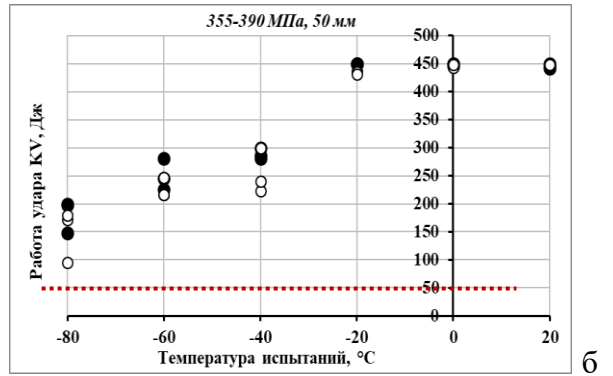
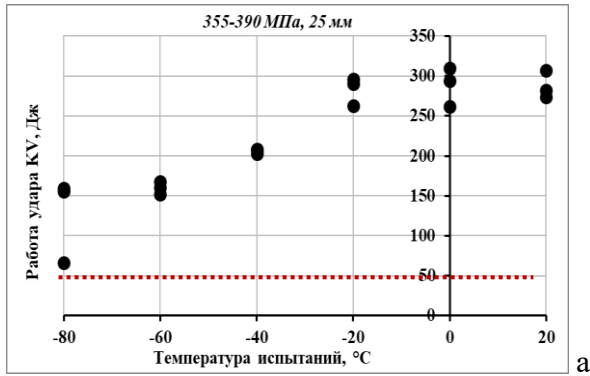
Примечание: П – поверхность, С – середина по толщине листового проката.

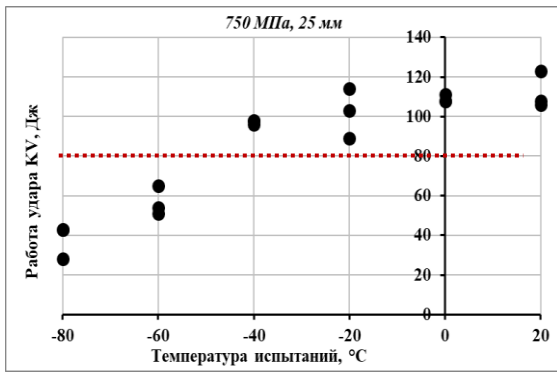
Таблица Д.3 - Механические свойства листового проката толщиной до 50 мм из экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс» после ЗПН+О и З+О по требованиям «Правил...» РМРС, ГОСТ Р 52927 и Технических условий производства ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь»

| Уровень прочности  | Технология | Толщина листа, мм | R <sub>m</sub> , МПа  | R <sub>e</sub> , МПа  | A <sub>5</sub> , %       | Угол изгиба, °         | Z <sub>z</sub> , %   | KV <sup>-60</sup> , Дж |  |
|--|------------|-------------------|-----------------------|-----------------------|--------------------------|------------------------|----------------------|------------------------|--|
|  |            |                   |                       |                       |                          |                        |                      | П                      | С  |
| 500  | ЗПН+О      | 20                | <u>700-730</u><br>715 | <u>620-630</u><br>625 | <u>21,5-23,5</u><br>22,5 | 180, без трещин        | <u>73-75</u><br>74   | <u>205-261</u><br>227  | -  |
|  | З+О        | 35                | <u>615-645</u><br>623 | <u>520-530</u><br>525 | <u>21,5-28,5</u><br>25   | 180, без трещин        | <u>74-77</u><br>75   | <u>261-300</u><br>281  | -  |
|  | ЗПН+О      | 50                | <u>700-730</u><br>715 | <u>610-640</u><br>630 | <u>21-23</u><br>22       | 180, без трещин        | <u>70-71</u><br>71,5 | <u>178-190</u><br>184  | <u>104-154</u><br>116  |
|  | З+О        |                   | <u>610-660</u><br>631 | <u>500-550</u><br>529 | <u>22-26</u><br>24       | 180, без трещин        | <u>74-76</u><br>75   | <u>134-258</u><br>204  | <u>110-187</u><br>158  |
| <b>Обобщенные требования «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927</b> |            |                   | <b>610-770</b>        | <b>Не менее 500</b>   | <b>Не менее 18</b>       | <b>120, без трещин</b> | <b>Не менее 35</b>   | <b>Не менее 80</b>     |  |
| 620  | ЗПН+О      | 20                | <u>780-840</u><br>805 | <u>680-720</u><br>700 | <u>21-21,5</u><br>21     | 180, без трещин        | <u>76-81</u><br>78   | <u>249-356</u><br>290  | -  |
|  | З+О        |                   | <u>710-780</u><br>745 | <u>620-700</u><br>655 | <u>20-21</u><br>21,5     | 180, без трещин        | <u>73-74</u><br>73,5 | <u>124-241</u><br>172  | -  |
|  | ЗПН+О      | 35                | <u>750-780</u><br>763 | <u>700-730</u><br>715 | <u>19-20</u><br>19,5     | 180, без трещин        | <u>68-73</u><br>71   | <u>195-245</u><br>218  | -  |
|  | З+О        |                   | <u>710-730</u><br>720 | <u>630-640</u><br>635 | <u>21-22,5</u><br>22     | 180, без трещин        | <u>73-75</u><br>74   | <u>153-192</u><br>172  | -  |
|  | ЗПН+О      | 50                | <u>730-840</u><br>779 | <u>660-790</u><br>724 | <u>18-22</u><br>20       | 180, без трещин        | <u>69-75</u><br>71   | <u>170-211</u><br>187  | <u>97-216</u><br>166   |
|  | З+О        |                   | <u>730-740</u><br>735 | <u>630-640</u><br>635 | <u>23,5-25</u><br>24     | 180, без трещин        | <u>70-71</u><br>70,5 | <u>120-170</u><br>159  | <u>82-189</u><br>154   |
| <b>Обобщенные требования «Правил...» РМРС и ТУ</b>           |            |                   | <b>700-890</b>        | <b>Не менее 620</b>   | <b>Не менее 17</b>       | <b>120, без трещин</b> | <b>Не менее 35</b>   | <b>Не менее 80</b>     |  |
| 690  | ЗПН+О      | 20                | <u>830-880</u><br>858 | <u>780-840</u><br>812 | <u>16,5-21</u><br>19     | 180, без трещин        | <u>71-75</u><br>73   | <u>202-324</u><br>255  | -  |
|  | З+О        |                   | <u>840-850</u><br>845 | <u>760-770</u><br>765 | <u>18,5-20</u><br>19     | 180, без трещин        | <u>73-75</u><br>74   | <u>217-240</u><br>227  | -  |
|  | ЗПН+О      | 35                | <u>780-850</u><br>815 | <u>720-800</u><br>768 | <u>18,5-20</u><br>19     | 180, без трещин        | <u>67-70</u><br>69   | <u>210-232</u><br>219  | -  |
|  | З+О        |                   | <u>770-780</u><br>775 | <u>690-700</u><br>695 | <u>20,5-22,5</u><br>21,5 | 180, без трещин        | <u>71-73</u><br>72   | <u>155-208</u><br>183  | -  |
|  | ЗПН+О      | 50                | <u>770-870</u><br>826 | <u>700-830</u><br>777 | <u>17-21</u><br>20       | 180, без трещин        | <u>68-72</u><br>69   | <u>182-226</u><br>201  | <u>88-240</u><br>170   |
| <b>Обобщенные требования «Правил...» РМРС и ТУ</b>           |            |                   | <b>770-940</b>        | <b>Не менее 690</b>   | <b>Не менее 16</b>       | <b>120, без трещин</b> | <b>Не менее 35</b>   | <b>Не менее 80</b>     |  |
| 750  | ЗПН+О      | 20-25             | <u>804-880</u><br>836 | <u>775-860</u><br>802 | <u>17-22</u><br>19,5     | 120, без трещин        | <u>64-72</u><br>68   | <u>91-153*</u><br>123  | Примечание:<br>*Испытания на ударный изгиб проводились при температуре минус 40 °С |
|  | З+О        |                   | <u>810-860</u><br>835 | <u>750-830</u><br>785 | <u>18-20,5</u><br>19     | 120, без трещин        | <u>71-75</u><br>72   | <u>130-160*</u><br>146 |  |
|  | ЗПН+О      | 40                | <u>809-842</u><br>828 | <u>750-810</u><br>783 | <u>18-20</u><br>19,5     | 120, без трещин        | <u>60-71</u><br>65   | <u>96-163*</u><br>126  |  |
|  | З+О        |                   | <u>820-850</u><br>833 | <u>756-810</u><br>783 | <u>17,5-20</u><br>18,5   | 120, без трещин        | <u>65-68</u><br>66   | <u>80-111*</u><br>88   |  |
| <b>Требования ТУ</b>   |            |                   | <b>800-970</b>        | <b>Не менее 750</b>   | <b>Не менее 15</b>       | <b>120, без трещин</b> | <b>Не менее 35</b>   | <b>Не менее 80</b>     |  |

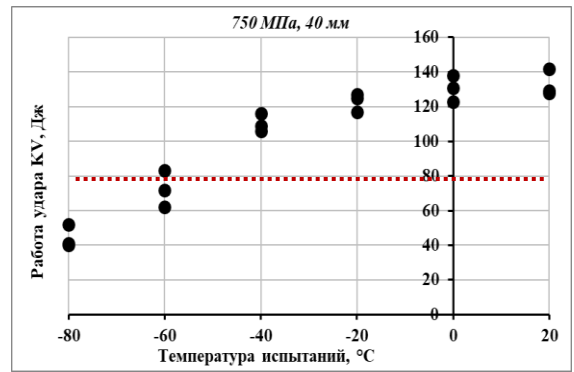
Таблица Д.4 - Механические свойства листового проката из низколегированных хладостойких судостроительных сталей по требованиям «Правил...» РМРС и EN 10225, изготовленного в ПАО «Северсталь» по технологиям ТМО+УО (уровней прочности 355 толщиной до 100 мм и 420-460 толщиной 15-60 мм) и ЗПН+О (уровней прочности 420-460 МПа толщиной до 100 мм)

| Толщина листа, мм  | R <sub>m</sub> , МПа  | R <sub>e</sub> , МПа  | A <sub>5</sub> , %       | KV <sup>-60</sup> , Дж |                       | KV <sup>-60</sup> , Дж |                       | KVA, Дж               |                       | Z <sub>z</sub> , % | % B                |   |
|--|-----------------------|-----------------------|--------------------------|------------------------|-----------------------|------------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|--------------------|--------------------|---|
|  |                       |                       |                          | П                      | С                     | П                      | С                     | -40°C                 | -60°C                 |                    |                    |   |
| <b>Листовой прокат из стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа, изготовленный по технологии ТМО+УО</b>                       |                       |                       |                          |                        |                       |                        |                       |                       |                       |                    |                    |   |
| 15-20  | <u>473-530</u><br>514 | <u>398-432</u><br>419 | <u>23-30,5</u><br>27     | <u>306-347</u><br>320  | -                     | <u>284-354</u><br>324  | -                     | <u>327-386</u><br>348 | <u>321-345</u><br>335 | <u>80-82</u><br>81 | 100-100            |   |
| 40   | <u>510-515</u><br>513 | <u>420-465</u><br>443 | <u>24,5-28</u><br>26     | <u>303-344</u><br>324  | <u>320-341</u><br>327 | <u>312-340</u><br>328  | <u>321-327</u><br>325 | <u>291-360</u><br>324 | <u>267-312</u><br>286 | <u>79-85</u><br>82 | 100-100            |   |
| 60   | <u>500-520</u><br>510 | <u>420-443</u><br>431 | <u>24,5-27,5</u><br>26   | <u>318-351</u><br>334  | <u>305-315</u><br>311 | <u>327-342</u><br>335  | <u>235-315</u><br>295 | <u>321-360</u><br>344 | <u>320-327</u><br>325 | <u>75-81</u><br>78 | 100-100            |   |
| 80   | <u>506-516</u><br>511 | <u>404-415</u><br>410 | <u>23,5-30</u><br>27     | <u>303-324</u><br>322  | <u>288-312</u><br>299 | <u>315-339</u><br>327  | <u>213-315</u><br>262 | <u>321-349</u><br>335 | <u>312-339</u><br>332 | <u>61-63</u><br>62 | 90-100             |   |
| 100  | <u>510-530</u><br>520 | <u>410-437</u><br>423 | <u>22,5-26</u><br>24     | <u>210-328</u><br>298  | <u>240-317</u><br>244 | <u>282-335</u><br>300  | <u>138-204</u><br>184 | <u>258-349</u><br>320 | -                     | <u>51-55</u><br>53 | 85-90              |   |
| <b>Требования по EN 10225</b>  | <b>470-630</b>        | <b>Не менее 355</b>   | <b>Не менее 22</b>       | <b>Не менее 50</b>     |                       |                        |                       | <b>Не менее 36</b>    |                       | <b>Не менее 35</b> | -                  |   |
| <b>Листовой прокат из стали с гарантированным пределом текучести 420-460 МПа толщиной 16-60 мм, изготовленный по технологии ТМО+УО</b> |                       |                       |                          |                        |                       |                        |                       |                       |                       |                    |                    |   |
| 15-20  | <u>580-590</u><br>585 | <u>507-532</u><br>520 | <u>22,5-24,5</u><br>23,5 | <u>294-347</u><br>319  | -                     | <u>298-334</u><br>323  | -                     | <u>296-347</u><br>321 | <u>291-327</u><br>311 | <u>81-77</u><br>79 | 100-100            |   |
| 40   | <u>570-594</u><br>582 | <u>460-512</u><br>486 | <u>23-26</u><br>24,5     | <u>267-327</u><br>303  | -                     | <u>219-337</u><br>285  | -                     | <u>281-360</u><br>322 | <u>294-345</u><br>317 | <u>76-80</u><br>78 | 95-100             |   |
| 60   | <u>555-589</u><br>569 | <u>460-491</u><br>475 | <u>20-24</u><br>22       | <u>285-342</u><br>317  | <u>213-309</u><br>255 | <u>243-354</u><br>311  | <u>207-336</u><br>259 | <u>264-357</u><br>305 | <u>222-276</u><br>241 | <u>66-74</u><br>72 | 90-100             |   |
| <b>Листовой прокат из стали с гарантированным пределом текучести 420-460 МПа толщиной 80-100 мм, изготовленный по технологии ЗПН+О</b> |                       |                       |                          |                        |                       |                        |                       |                       |                       |                    |                    |   |
| 80   | <u>606-615</u><br>610 | <u>519-535</u><br>527 | <u>20-23</u><br>21,5     | <u>213-282</u><br>258  | <u>213-278</u><br>256 | <u>186-228</u><br>211  | <u>129-168</u><br>148 | <u>207-297</u><br>263 | <u>195-271</u><br>229 | <u>67-71</u><br>69 | -                  |   |
| 100  | <u>585-595</u><br>590 | <u>500-521</u><br>511 | <u>19,5-22</u><br>21     | <u>234-317</u><br>292  | <u>168-202</u><br>186 | -                      | -                     | <u>216-333</u><br>286 | -                     | <u>70-74</u><br>72 | -                  |   |
| <b>Требования по EN 10225</b>  | <b>420</b>            | <b>500-660</b>        | <b>Не менее 420</b>      | <b>Не менее 19</b>     | <b>Не менее 50</b>    |                        |                       |                       | <b>Не менее 46</b>    |                    | <b>Не менее 35</b> | - |
|  | <b>460</b>            | <b>550-700</b>        | <b>Не менее 460</b>      | <b>Не менее 17</b>     |                       |                        |                       |                       |                       |                    |                    | - |





Л

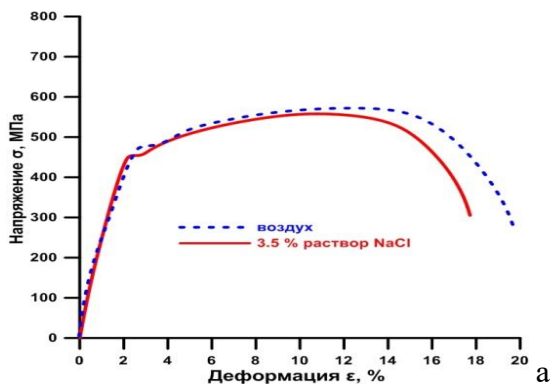


М

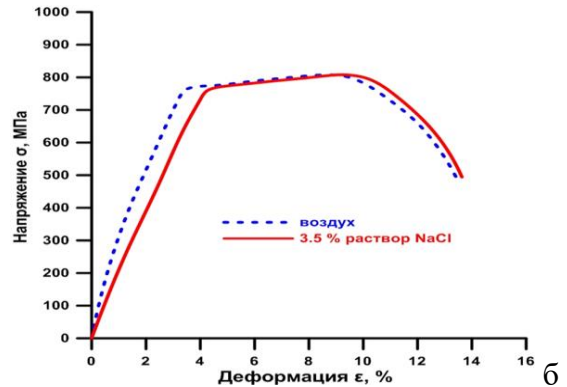
Рисунок Д.1 – Зависимости значений работы удара от температуры испытаний для листового проката толщиной 20-25 (а, в, д, ж, и, л) и 35-50 (б, г, е, з, к, м) мм из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Агс» уровней прочности 355-390 (а, б); 420-460 (в, г); 500 (д, е); 620 (ж, з); 690 (и, к); 750 (л, м) производства ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь»:

черные точки – вблизи поверхности, белые точки – в середине по толщине листов;

..... - требования к значениям работы удара



а



б

Рисунок Д.2 – Диаграммы растяжения образцов от листового проката из разработанных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355-390 (а) и 690-750 (б) с индексом «Агс» производства ООО «ОМЗ-Спецсталь» по кооперации с ПАО «Северсталь» при коррозионных испытаниях на воздухе и в среде 3,5% растворе NaCl



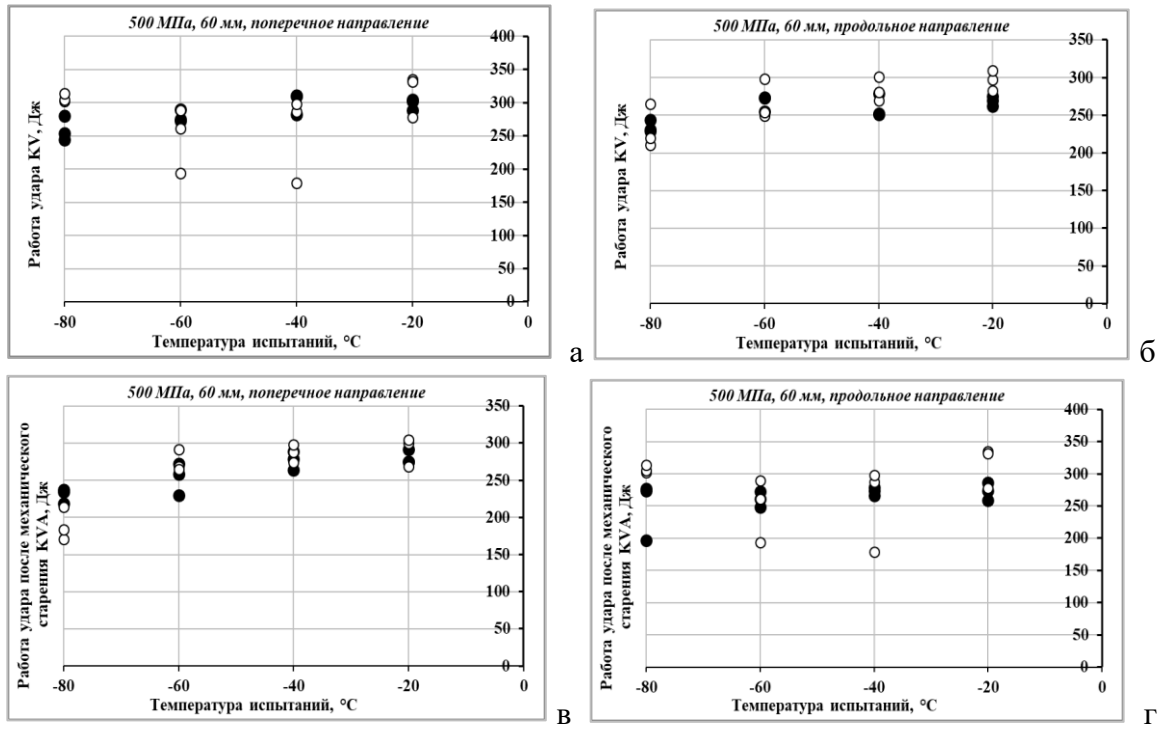


Рисунок Д.3 – Зависимости работы удара (а, б), работы удара после механического старения (в, г) вблизи поверхности (черные точки) и в середине по сечению (белые точки) листового проката толщиной 60 мм из экономнолегированной стали уровня прочности 500 производства ПАО «ММК» в поперечном (а, в) и продольном (б, г) направлениях

## ПРИЛОЖЕНИЕ Е

(обязательное)

## Акты внедрения результатов диссертационной работы

УТВЕРЖДАЮ

Начальник научно-технического  
центра ПАО «ММК»


А.Д. Картунов  
« 25 » 2019 г.

АКТ

внедрения результатов диссертационной работы Сыч О.В. на тему:

**«Научно-технологические основы формирования структуры и свойств хладостойких сталей для Арктики»,**

представленной на соискание ученой степени доктора технических наук

Сыч О.В. в рамках диссертационной работы выполнен комплекс научно-технологических работ, направленных на создание и освоение современных автоматизированных технологических процессов производства хладостойких сталей для судостроения всех востребованных категорий прочности и различных композиций легирования, поставляемых по ГОСТ Р 52927-2015 и «Правилам...» Российского морского регистра судоходства, применительно к промышленным условиям ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат»:

1. Разработаны режимы прецизионной двухстадийной термомеханической обработки с ускоренным охлаждением для производства толстолистового проката из низколегированных сталей марганцево-никелевой композиции легирования с гарантированным пределом текучести 315-460 МПа и повышенными характеристиками хладостойкости и работоспособности, в том числе арктического назначения. При этом основное внимание уделено регламентации температур и схем обжатий по проходам на каждой стадии прокатки для снижения анизотропии структуры и формирования изотропной по толщине листового проката феррито-бейнитной структуры требуемой дисперсности структурных элементов, морфологии и соотношения структурных составляющих. Права на разработанные стали повышенной прочности защищены патентом РФ № 2452787 «Хладостойкая свариваемая сталь для конструкций, работающих в экстремальных условиях».

2. Разработаны ключевые параметры горячей пластической деформации с регламентацией по проходной схеме обжатий в области протекания динамической и статической рекристаллизации и специальные режимы термической обработки (закалки с высокотемпературным отпуском) для производства толстолистового проката из высокопрочных экономнолегированных сталей хромникельмольбденовой композиции легирования с гарантированным пределом текучести 500-690 МПа (в том числе с индексом «Агс»), обеспечивающих формирование дисперсной бейнитно-мартенситной структуры с заданным размером и долей структурных элементов.

Разработанные в рамках диссертационной работы технологические режимы внесены в технологическую документацию, действующую на ПАО «ММК»:



- ТИ 101-Я-543-2015 «Сквозная технология производства проката в листах для судостроения на стане «5000» (взамен ТИ 101-Я-543-2010);

- ТИ 101-Я-546-2016 «Сквозная технология производства листового проката толщиной до 40 мм с пределом текучести не менее 420, 460 МПа на стане «5000» (взамен ТИ 101-Я-546-2011); разработаны Технические условия 5.961-11984-2010 «Прокат толстолистовой свариваемый из стали высокой прочности», согласованные с Российским морским регистром судоходства;

- ТИ 101-Я-545-2016 «Сквозная технология производства листового проката толщиной до 60 мм из судостроительной стали с пределом текучести 500 МПа и из стали марки АБ2-2 и толщиной до 30 мм из стали с пределом текучести 620 МПа, в том числе из стали марки АБ2-1-на стане «5000» (взамен ТИ 101-Я-545-2011);

- ТД-0038 от 25.01.2016г. с целью освоения производства листового проката класса прочности 690 в толщинах 8-50 мм из свариваемой стали марки 09ХГН2МД по ТУ 14-101-1002-2014 на стане «5000» (взамен ТД-3103 от 27.10.2014г.).

По результатам проведения сертификационных испытаний листового проката получено одобрение классификационных обществ на производство в условиях ПАО «ММК» и поставку хладостойкого металлопроката из стали с гарантированным пределом текучести:

- 315-390 МПа с индексами Z25, Z35, W категорий хладостойкости D, E (для температур эксплуатации до -40 °С) толщиной до 70 мм - в соответствии с требованиями Российского морского регистра судоходства, Bureau Veritas (BV), American Bureau of Shipping (ABS), Lloyd's Register (LR), Det Norske Veritas (DNV), Germanischer Lloyd (GL). Действующее (Свидетельство о признании изготовителя, выданное Российским морским регистром судоходства, - №15.51058.130 от 07.07.2015г.).

- 420-460 МПа с индексом W категорий хладостойкости D, E (для температур эксплуатации до -40 °С) толщиной до 50 мм - в соответствии с требованиями Российского морского регистра судоходства (Свидетельство о признании изготовителя № 13.51706.130 от 07.08.2013).

- 500 МПа с индексами Z25, Z35, W категорий хладостойкости D, E; F (для температур эксплуатации до -60 °С) толщиной до 60 мм - в соответствии с требованиями Российского морского регистра судоходства (Свидетельство о признании изготовителя №15.52498.130 от 21.12.2015).

При использовании разработанных технологических процессов прокатки и термической обработки на ПАО «ММК» впервые сертифицирован листовой прокат из сталей марок D500W, E500W, F500W с индексом «Arc30» до толщины 60 мм и с индексом «Arc50» до толщины 30 мм, применимых без ограничений в условиях Арктики для любых конструктивных элементов.

Высокая конкурентоспособность разработанного хладостойкого листового проката производства ПАО «ММК», обусловленная уникальным сочетанием экономичного легирования с уровнем прочностных характеристик, вязкости, хладостойкости (до минус 60°С), изотропности свойств, трещиностойкости и отличной свариваемости листового проката, обеспечила востребованность данной продукции и приоритет РФ на рынке низкоуглеродистых свариваемых марок стали для арктического применения. Разработанные стали превосходят требования стандартов EN 10025 и EN 10225 к хладостойкости, в том числе, по работе удара при низких температурах. Стали с индексом «Arc», требования к которым предъявляются в «Правилах...» Российского морского регистра судоходства, не имеют аналогов в мире.

Разработанные материалы использованы для строительства ледокольного флота, морской и инженерной техники (в том числе, судов ледового плавания, ледостойких морских платформ, а также подъемно-транспортного оборудования, обеспечивающего разведку и освоение нефтегазовых месторождений, освоение территорий береговой линии), эксплуатирующейся в арктических условиях.



За период 2010-2016 гг. ПАО «ММК» осуществлены поставки порядка 300 тысяч тонн высококачественного листового проката из хладостойких марок стали с гарантированным пределом текучести от 315 до 690 МПа по различным заказам ведущих судостроительных предприятий Российской Федерации. Ключевым потребителем продукции ПАО «ММК» в судостроении является АО «Объединенная судостроительная корпорация» (АО «ОСК»). Хладостойкий листовой прокат производства ПАО «ММК» используется для строительства крупнейших в мире атомных ледоколов проектов «Арктика», «Сибирь» и «Урал», дизель-электрического ледокола проекта Aker ARC 130 A, а также самого большого в мире многофункционального линейного дизель-электрического ледокола «Виктор Черномырдин» и других судов.

**Главный специалист группы  
по развитию Научно-технического центра  
ПАО «ММК», д.т.н., профессор**



**С.В. Денисов**

УТВЕРЖДАЮ  
Директор по техническому  
развитию и качеству ПАО «Северсталь»



П.А.Мишнев

2023 г.

### АКТ

внедрения результатов диссертационной работы Сыч О.В. на тему:  
**« НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ  
И СВОЙСТВ ХЛАДОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ»,**  
представленной на соискание ученой степени доктора технических наук

Сыч Ольгой Васильевной в рамках выполнения диссертационной работы впервые для судостроительной практики разработаны количественные требования к параметрам структуры хладостойких сталей, в том числе арктического назначения, которые позволяют обеспечить при реализации технологических процессов по разработанным режимам как требуемую прочность, вязкость и пластичность, так и гарантированную работоспособность при работе в сложных климатических условиях.

Определены возможные технологические причины получения в промышленных условиях неблагоприятной анизотропной ферритно-бейнитной, бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры при горячей пластической деформации в листовом прокате больших толщин сталей различного уровня прочности и способы ее устранения.

Установлены закономерности, позволяющие одновременно повысить прочность и хладостойкость стали за счет последовательного измельчения структуры и повышения ее изотропности по сечению листового проката.

Новизну технических решений подтверждают 2 полученных патента РФ на изобретения:  
- Патент РФ № 2653748 «Хладостойкая свариваемая сталь и изделие, выполненное из нее (варианты)» (Бюллетень изобретений № 14 от 14.05.2018 г.);

- Патент РФ № 2726056 «Листовой прокат, изготовленный из высокопрочной стали» (Бюллетень изобретений № 19 от 08.07.2020 г.).

Применительно к техническим возможностям ПАО «Северсталь» разработаны следующие технологические процессы:

- термомеханической обработки с ускоренным охлаждением для производства листового проката из низколегированных хладостойких сталей уровней прочности 355 толщиной до 100 мм по EN 10225, 420-460 толщиной до 63 мм по EN 10225 и 420-460 с индексом «Arc» толщиной до 50 мм по «Правилам...» Российского морского регистра судоходства (РМРС) и ГОСТ Р 52927;

- закалки с прокатного нагрева с высокотемпературным отпуском для производства листового проката из низколегированных хладостойких сталей уровней прочности 420-460 толщиной 64-100 мм по EN 10225.



Разработанные в рамках диссертационной работы прецизионные технологические режимы термомеханической и термической обработки внесены в технологическую документацию, действующую на ПАО «Северсталь»:

- ТИ № 3.32.001-2019 от 13.09.2019 г. «Технологическая инструкция на изготовление опытных образцов листового проката из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 420 и 460 МПа с индексом «Arc» в условиях опытно-промышленного производства» (ПАО «Северсталь»);

- Рабочий план РП-105-НВ-38-16 от 26.09.2016 г. «Производство толстолистового проката из стали марки S355G10, S420G2, S460G2 по EN 10225 с опциональными требованиями Y20, Y30 и Y40 по стандарту Norsok в ЛПЦ ПТЛ» (ПАО «Северсталь»);

- Рабочий план РП-105-НВ-14-19 от 11.03.2019 г. «Производство опытных партий листового проката из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 420 МПа и 460 МПа с индексом «Arc» в ЛПЦ ПТЛ» (ПАО «Северсталь»).

Разработанная техническая документация на поставку листового проката - Технические условия ТУ 24.10.35-224-07516250-2020 от 06.05.2020 г. «Прокат толстолистовой из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 420 и 460 МПа с индексом «Arc»» согласована с ПАО «Северсталь» и одобрена РМРС письмом № 314-25-223042 от 10.09.2020 г.

По разработанной в рамках диссертационной работы технической и технологической документации изготовлены опытно-промышленные партии листового проката из низколегированных сталей для Арктики (4 опытные плавки, 60 листов) и проведены всесторонние исследования его качества. Подтверждены механические свойства листового проката уровней прочности 355...460 толщиной до 100 мм на соответствие требованиям «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927-2015 к сталям с индексом «Arc40», а также зарубежных стандартов EN 10225 и EN 10025.

Важной особенностью созданных технологий является обеспечение гарантированных характеристик работоспособности (сопротивления хрупким, слоистым разрушениям и коррозионным повреждениям) листового проката толщиной до 50 мм и его сварных соединений, что подтверждено результатами сертификационных испытаний, выполненных под надзором РМРС. В результате РМРС выдано Свидетельство № 20.00006.314 от 12.10.2020 г., подтверждающее, что разработанная продукция изготовлена, освидетельствована и испытана в соответствии с «Правилами...» РМРС и полностью им соответствует.

Разработанные стали с уникальным комплексом характеристик (высокой прочностью, пластичностью, хладостойкостью и трещиностойкостью, коррозионной стойкостью и коррозионно-механической прочностью, хорошей свариваемостью) обладают более низким уровнем легирования по сравнению с существующими аналогами и полностью удовлетворяют современным требованиям КБ-проектантов сложной морской техники, что позволит обеспечить проектирование и строительство ледоколов, танкеров, судов ледового плавания, морских буровых платформ, несущих и защитных элементов подводных добычных комплексов, морских стояков, подводных сооружений типа опорных плит и опорных оснований решетчатого типа и других технических сооружений для эффективного освоения арктических регионов страны.



**Начальник управления новых видов  
продукции и технологий**

**Р.Р.Адигамов**



УТВЕРЖДАЮ  
Технический директор  
ООО «ОМЗ-Спецсталь»

  
С.Н. Кузнецов  
2018 г.



### АКТ

внедрения результатов диссертационной работы Сыч О.В. на тему:

**«Научно-технологические основы формирования структуры и свойств хладостойких сталей для Арктики»,**

представленной на соискание ученой степени доктора технических наук

В рамках выполнения диссертационной работы Сыч О.В. проведены исследования влияния химического состава, типа исходной заготовки, температурно-деформационных схем прокатки на параметры структуры, стабильность сдаточных механических свойств, характеристик хладостойкости и работоспособности толстолистового проката из низкоуглеродистых сталей различных систем легирования и классов прочности, предназначенных для эксплуатации в арктических регионах.

Определены ключевые параметры и схемы деформации при прокатке низкоуглеродистых низколегированных и высокопрочных экономнолегированных «Агс»-сталей, обеспечивающие требуемое состояние аустенита, необходимое для формирования при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении мелкодисперсной конечной структуры по всей толщине проката для листов больших толщин (до 50 мм).

На основании выполненных исследований Сыч О.В. разработаны температурно-деформационные режимы прокатки на черновой и чистовой стадиях, обеспечивающие формирование:

- мелкодисперсной феррито-бейнитной структуры с заданной степенью изотропности структуры по толщине (оцениваемой по коэффициенту анизотропии, морфологии и соотношению структурных составляющих, доле и размеру структурных элементов) при производстве толстолистового проката из хладостойких «Агс»-сталей с гарантированным пределом текучести 355 и 390 МПа в промышленных условиях;

- дисперсной бейнитно-мартенситной структуры с заданным размером и долей структурных элементов при производстве толстолистого проката из хладостойких «Аrc»-сталей с нормируемым пределом текучести 750 МПа в промышленных условиях.

В результате Сыч О.В. разработаны малоэнергозатратные технологии термомеханической обработки с ускоренным охлаждением для массового производства листового проката толщиной до 50 мм из низколегированных «Аrc»-сталей с гарантированным пределом текучести 355 и 390 МПа и закалки с прокатного нагрева с отпуском - для листового проката толщиной до 40 мм из высокопрочной «Аrc»-стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа. Разработанные технологии внедрены на ООО «ОМЗ-Спецсталь».

Промышленное опробование производства листового проката из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 355 и 390 МПа и высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа по разработанным технологическим режимам позволило получить комплекс высоких прочностных, вязко-пластических свойств и характеристик работоспособности, удовлетворяющих современным требованиям к хладостойким сталям с индексом «Аrc», применимым в условиях Арктики для любых конструктивных элементов без ограничений до температуры эксплуатации минус 40°C.

**Главный специалист УНВПТ  
ООО «ОМЗ-Спецсталь»**



**А.Г. Павлова**





БАЛТИЙСКИЙ  
ЗАВОД

Косая линия, д. 16, Санкт-Петербург, 199106

Тел. (812) 324-94-35, факс (812) 327-71-90; e-mail: zavod@bz.ru; http://www.bz.ru

ОКПО 07523250; ОГРН 1027800509000; ИНН/КПП 7830001910/780101001



УТВЕРЖДАЮ

Вр. и.о. технического директора  
АО «Балтийский завод»

Воденников И.М.

« 13 » декабря 2023 г.

### АКТ

внедрения результатов диссертационной работы Сыч О.В. на тему:  
**«НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ  
СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ХЛАДОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ»,**  
представленной на соискание ученой степени доктора технических наук

Сыч Ольгой Васильевной в рамках выполнения диссертационной работы разработаны и внедрены научно обоснованные технологии производства серии низколегированных и экономнолегированных хладостойких свариваемых сталей с гарантированным пределом текучести от 355 до 750 МПа для судостроения, в том числе с индексом «Агс».

Освоенные на ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» стали широко востребованы для морской техники, предназначенной для эксплуатации в Арктике, строительство которой осуществляется в АО «Балтийский завод». Разработанные высокопрочные экономнолегированные стали с пределом текучести не менее 500 МПа с гарантированной работоспособностью при низких температурах являются основным корпусным материалом для строительства мощных атомных ледоколов, а стали с более низкой прочностью используются, в частности, для дизельных ледоколов, танкеров ледового плавания и других специализированных ледокольных судов.

Листовой прокат из высокопрочной хладостойкой стали уровня прочности 500 производства ПАО «ММК», изготовленный по разработанным Сыч О.В. технологиям в рамках выполнения диссертационной работы, применен в АО «Балтийский завод» для строительства крупнейших в мире универсальных атомных ледоколов проекта 22220 (со сроком службы не менее 40 лет) «Арктика», «Сибирь», «Урал», «Якутия», «Чукотка». Результаты применения листового проката в АО «Балтийский завод» подтверждают, что разработанная хладостойкая сталь характеризуется стабильным комплексом механических свойств, хорошей технологичностью, подвергается гибке, правке, резке без ограничений, обладает хорошей свариваемостью без проведения дополнительных технологических мероприятий (предварительного подогрева и послесварочной термической обработки). При этом может быть использована как механизированная сварка в среде защитных газов

с низким уровнем тепловложения 0,8-1,0 кДж/мм, так и автоматическая сварка под флюсом с уровнем тепловложения до 3,5 кДж/мм.

Разработанные материалы также широко использованы и на других предприятиях АО «Объединенная судостроительная корпорация» (АО «ОСК»), в том числе для строительства ледокольного судна обеспечения проекта Aker ARC 130 A, самого большого в мире многофункционального линейного дизель-электрического ледокола проекта 22600 «Виктор Черномырдин» и других судов.

**Главный металлург  
АО «Балтийский завод»,  
кандидат технических наук**



13.12.2023

**Мурзин Е.С.**





**АКТ**

внедрения результатов диссертационной работы Сыч О.В. на тему:  
**«НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И  
 СВОЙСТВ ХЛАДОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АРКТИКИ»**,  
 представленной на соискание ученой степени доктора технических наук

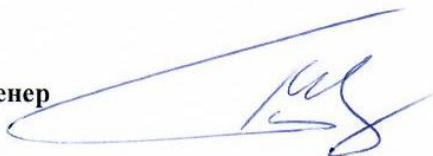
Сыч Ольгой Васильевной в рамках выполнения диссертационной работы разработаны и внедрены на ведущих металлургических комбинатах РФ технологии производства листового проката из низколегированных и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с пределом текучести не менее 355...750 МПа, в том числе с индексом «Arc», листового проката больших толщин до 100 мм из низколегированных хладостойких сталей категорий D, E, F.

Новые высоконадежные хладостойкие стали, отвечающие современным требованиям «Правил...» Российского морского регистра судоходства и основного национального стандарта на поставку судостроительных сталей – ГОСТ Р 52927, способны обеспечить прочность корпуса при ледовой нагрузке и надежную эксплуатацию корпусных конструкций при экстремально низких температурах в Арктике, включая внутренние воды заливов арктических морей и устья северных рек. Стали с индексом «Arc» в полной мере отвечают требованиям, соответствующим прежней интерпретации индекса «W» в ГОСТ Р 52927-2015 в совокупности с гарантированной работоспособностью при низких температурах. Это позволяет применять их без ограничений, связанных с особенностями конструкций и условиями нагружения, при расчетной температуре эксплуатации. Разработанные стали внесены в новую редакцию Национального стандарта - ГОСТ Р 52927-2023. В связи с этим данные материалы широко востребованы при проектировании сложной морской техники арктического назначения АО «ЦКБ «Айсберг».

Хладостойкий листовый прокат из экономнолегированной стали с пределом текучести не менее 500 МПа с гарантированной работоспособностью, изготовленный по разработанным Сыч О.В. технологиям, использован для проектирования в АО «ЦКБ «Айсберг» и строительства серии крупнейших в мире универсальных атомных ледоколов проекта 22220 «Арктика», «Сибирь», «Урал», «Якутия», «Чукотка», «Камчатка» и «Сахалин» (в АО «Балтийский завод»), самого мощного (120 МВт) в мире атомного ледокола «Лидер» проекта 10510 (в ООО «Судостроительный комплекс «Звезда»).

Разработанные стали с индексом «Arc» внесены АО «ЦКБ «Айсберг» в проектную документацию модернизированного атомного плавучего энергоблока проекта 20871 для энергоснабжения Баимского горно-обогатительного комбината на Чукотке, судна атомно-технологического обслуживания проекта 22770 для выполнения комплекса работ по перезарядке реакторных установок атомных ледоколов и плавучих сооружений с ядерными энергетическими установками.

Главный инженер



Гаврилов А.Ю.