

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

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Санкт-Петербург – 2024

Работа выполнена в Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И. В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт».

Официальные оппоненты:

Пышминцев Игорь Юрьевич	доктор технических наук, доцент, Акционерное общество «Русский научно-исследовательский институт трубной промышленности» (АО «РусНИТИ»), г. Челябинск, генеральный директор
Кудря Александр Викторович	доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (ФГФОУ ВО НИТУ «МИСиС»), г. Москва, профессор кафедры металловедения и физики прочности
Родионова Ирина Гавrilovna	доктор технических наук, старший научный сотрудник, Государственный научный центр Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П.Бардина» (ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина), г. Москва, заместитель директора Научного центра физико-химических основ и технологий металлургии

Ведущая организация:

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский Горный Университет императрицы Екатерины II», г. Санкт-Петербург

Защита состоится «03» июля 2024 г. в 11:00 на заседании диссертационного совета 75.1.018.01, созданного на базе Федерального государственного унитарного предприятия «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И. В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», по адресу: 191015, г. Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, дом 49.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» и на сайте:
<http://dissovet.crism-prometey.ru/TheSES.aspx?type=44>

Автореферат разослан «___» апреля 2024 г.

Ученый секретарь диссертационного совета 75.1.018.01
 доктор технических наук, профессор

Е. И. Хлусова

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. 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 Северного морского пути (СМП), превращение его в национальную транзитную магистраль является необходимым условием обеспечения экономических интересов и геополитической безопасности Российской Федерации в Арктике.

В связи с этим возросла потребность в новых видах специализированной морской техники: универсальных атомных и дизель-электрических ледоколах, судах ледового плавания, ледокольных судах обеспечения, модернизированных атомных плавучих энергоблоках, многофункциональных научно-экспедиционных судах ледового класса, ледостойких морских стационарных и самодвижущихся исследовательских платформах, морских ледостойких терминалах. Отличительной особенностью современного ледокольного флота и судов ледового плавания нового поколения являются тенденции роста их водоизмещения, мощности, скорости прохода до 12—14 узлов и ледопроходимости не менее 2,8-3,5 м для обеспечения круглогодичной проводки судов по СМП. Это потребовало разработки высоконадежных хладостойких свариваемых сталей с гарантированной работоспособностью при температурах минус 30...минус 50 °C.

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 научные коллективы, а также ряд зарубежных исследователей. Основные закономерности структурных превращений при горячей пластической деформации и их влияние на механические свойства 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 других ученых.

Показано, что в первую очередь необходимо повысить металлургическое качество стали и получить квазизотропную структуру, принципы формирования которой заключались в обеспечении морфологического подобия структурных составляющих; исключении формирования протяженных границ раздела; образовании мелкодисперсной карбидной фазы глобулярной морфологии; создании фрагментированной (субзеренной)

структуры (работы Хлусовой Е.И. с соавторами). На основании данных подходов в период 2002-2008 гг. была создана серия хладостойких 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.

Следует отметить, что разработанные стали категорий D, E, F гарантируют отсутствие хрупких разрушений по результатам испытаний на ударный изгиб (KV) при расчетных температурах эксплуатации минус 20, минус 40 и минус 60 °C соответственно в ограниченном диапазоне толщин, Рисунок 1 а. В частности, сталь марки F40 при температуре минус 40 °C можно применять в толщинах до 25 мм, для больших толщин необходимо подтверждать характеристики ее работоспособности при низких температурах.



Рисунок 1 - Взаимосвязь максимальной толщины элемента конструкции с расчетной температурой эксплуатации для сталей категорий D, E, F (а). Значения критических температур Т_{кб} (б) и NDT (в) в зависимости от толщины листового проката:
 - область, не соответствующая требованиям к стали с индексом «Arc 40»

Для строительства современной морской техники арктического применения возникла необходимость в создании хладостойких судостроительных сталей, которые позволили бы применять их без ограничений для любых конструктивных элементов до минимальной (расчетной) температуры материала T_D. Такие стали с гарантированными характеристиками работоспособности, предусматривающими одновременное выполнение требований к значениям температур вязко-хрупкого перехода T_{кб}¹, нулевой пластичности NDT² и критического раскрытия вершины трещины CTOD при низких температурах получили название стали с индексом «Arc». За минимальную расчетную температуру материала T_D, которая указывается рядом с индексом «Arc» без знака минус, принимается

¹ Т_{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.

² 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.

наиболее высокое из полученных значений по всем трем видам специальных испытаний. Научно обоснованные Ильиным А.В. и Филиным В.Ю. требования к ним в 2012 г. были внесены в «Правила...» Российского морского регистра судоходства (РМРС), а позднее - и Национальный стандарт РФ ГОСТ Р 52927-2015.

Принципиальным отличием хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc» от «базовых» 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. Для освоенных на тот момент марок стали результаты определения всех характеристик работоспособности одновременно не удовлетворяли разработанным требованиям, Рисунок 1 б, в. Это не позволило использовать данный опыт для производства судостроительных сталей с индексом «Arc».

При создании новых судостроительных сталей с индексом «Arc» 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 стало очевидным, что для обеспечения высокой хладостойкости и трещиностойкости должны предъявляться комплексные количественные требования к морфологии, анизотропии, соотношению структурных составляющих, 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 «Arc»), предназначенных для эксплуатации в Арктике, и технологий их производства.

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.

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 «Arc».

Положения, выносимые на защиту:

1. Количественные требования к параметрам структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката для хладостойких судостроительных низколегированных и экономнолегированных сталей с индексом «Arc» 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 «Arc» 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 «Arc».

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 «Arc».

Научная новизна работы заключается в разработке научно обоснованных принципов создания хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc» 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 «Arc»:

- соотношению структурных составляющих (суммарное количество квазиполигонального феррита и бейнита гранулярной морфологии - не менее 70 %, доля «негранулярного» бейнита (бейнита реечной морфологии и бейнита, образовавшегося в результате развития рекристаллизационных процессов в α -фазе реечного 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 $\sim 30\text{-}40\%$, не менее 15 % из которых разориентированы углами $5\text{-}15^\circ$.

2. Установлено, что для снижения анизотропии ферритно-бейнитной структуры в соответствии с требованиями к низколегированным судостроительным сталим с индексом «Arc» необходимо ограничение суммарного содержания никеля и меди – не более 1 % для уменьшения количества бейнита реечной морфологии при введении хрома (0,05-0,20 %) и ванадия (0,01-0,03 %), способствующих интенсификации выделения квазиполигонального 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 реечного 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 «Arc», включающий:

- проведение высокотемпературной (черновой) стадии прокатки по возрастающей схеме обжатий по проходам 10→15 % согласно убывающему температурному графику $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$ ³ при контролируемом снижении температуры деформации в последних 1-2 проходах до $\sim (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$, препятствующем развитию процесса собирательной рекристаллизации в центральных слоях промежуточных заготовок;

- использование на завершающей (чистовой) стадии прокатки убывающего $(A_{r3}^4+(70\dots80)^{\circ}\text{C}) \rightarrow (A_{r3}+(20\dots30)^{\circ}\text{C})$ или изотермического (при температуре $\sim A_{r3}+30^{\circ}\text{C}$) 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 $\sim A_{r3}-(270\dots330)^{\circ}\text{C}$ 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 «Arc» после ЗПН+О получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах обеспечивается при выполнении комплексных требований к структуре листового проката по всему сечению:

- доля реечных составляющих (дислокационного реечного мартенсита и реечного 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;

- равномерное распределение (без скоплений в виде цепочек или сетки) карбидной фазы цементитного типа, легированной хромом и молибденом, Me_2C_6 и Me_6C размером не более 250 нм преимущественно по границам субзерен и реек;

³ T_{sr} – минимальная температура, при которой завершается статическая рекристаллизация за время не более 100 с.

⁴ A_{r3} – критическая точка $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении горячедеформированного мелкозернистого аустенита, определенная при скорости охлаждения 15-20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

- 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° - не менее 40%.

5. Выявлено, что в экономнолегированных сталях после ЗПН+О увеличение доли речного мартенсита с субзеренным строением реек (разделенных на фрагменты размером не более 0,3 мкм) способствует повышению сопротивления хрупкому разрушению, обеспечивая при его количестве $\sim 50\text{--}75\%$ значения температуры вязко-хрупкого перехода T_{kb} - не выше минус 50°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°C , исключающий развитие рекристаллизационных процессов в α -фазе речных 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 α -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_{kb} за счет увеличения доли речных составляющих с субзеренным строением реек и повышения дисперсности карбидной фазы (уменьшения максимального размера частиц от ~ 250 нм до ~ 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 $T_{sr}+(200\ldots 220)^\circ\text{C}$ с нормированием градиента температуры по толщине непрерывнолитой заготовки – не более 15°C ;

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

- ускоренное охлаждение от температуры не ниже $\sim (T_{sr}-100^\circ\text{C})$ со скоростью не менее $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 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.

Практическая значимость работы заключается в следующем:

1. Разработке химических составов судостроительных хладостойких сталей арктического применения, в том числе с индексом «Arc», 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 «Arc» 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 «Arc», листового проката больших толщин до 100 мм из низколегированных хладостойких сталей категорий D, E, F. Разработка 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 объемом 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 Баймского горно-обогатительного комбината на Чукотке, судна атомно-технологического обслуживания проекта 22770 для выполнения комплекса работ по перезарядке реакторных установок атомных ледоколов и плавучих.

Достоверность положений, выводов и рекомендаций диссертации 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.

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. Исследованиях 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. Исследованиях 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.

Основные результаты работы были представлены на международных научно-технических конференциях, форумах, и семинарах: XX, XXI Менделеевских съездах по общей и прикладной химии, г. Екатеринбург, г. Санкт-Петербург, 2016, 2019 гг.; 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 Одинга «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 школе 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-летнему юбилею кафедры «Металловедение, технология термической и лазерной обработки металлов», г. Пермь, 2019 г.; 4-ой Международной выставке 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.

Публикации. Основное содержание диссертации опубликовано в 49 печатных работах, в том числе 31 статье в изданиях, рекомендованных перечнем ВАК (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 диссертации. 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.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность диссертационной работы, сформулированы цель и основные задачи проведенных исследований, научная новизна работы и положения, вынесенные на защиту, теоретическая и практическая значимость работы, описан личный вклад соискателя, приведены сведения о достоверности и апробации полученных результатов.

Первая глава посвящена анализу развития требований к хладостойким судостроительным сталим с учетом условий эксплуатации, описанию металловедческих принципов их создания, обзору сведений об известных композициях легирования хладостойких судостроительных 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.

В **третьей главе** установлены взаимосвязи легирования, параметров структуры по сечению, механических свойств и характеристик работоспособности при низких температурах для 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 «Arc».

Низколегированные хладостойкие судостроительные стали с ферритно-бейнитной структурой после ТМО+УО. Для обеспечения гарантированной хладостойкости и трещиностойкости при низких температурах в первую очередь должна быть нормирована

допустимая степень анизотропии структуры по всему сечению листового проката, обусловленная неравномерностью распределения температурно-деформационно-кинетических параметров при прокатке и последующем охлаждении. Для ее оценки было предложено ограничивать следующие параметры⁵: коэффициент анизотропии K_{a100} , который описывает наличие и выраженность приоритетной ориентации наиболее крупных структурных составляющих размером более 25 мкм, и долю областей «негранулярного» бейнита (реечного бейнита (РБ) и бейнита с нарушением игольчатого строения, образовавшегося в результате развития рекристаллизационных процессов в α -фазе бейнита реечной морфологии при самоотпуске) размером более 100 мкм - V_B , Рисунок 2.

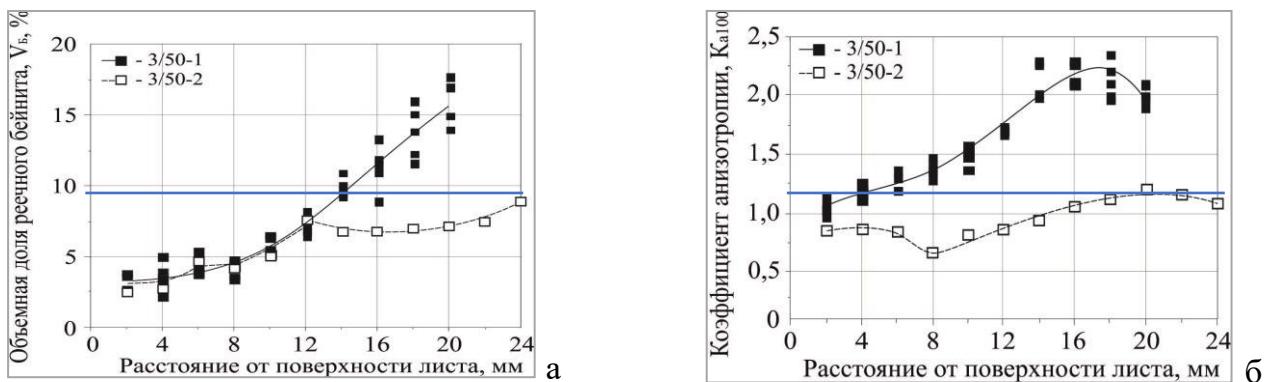


Рисунок 2 – Распределения значений V_B (а) и K_{a100} (б) по сечению листов толщиной 50 мм с различными значениями работы удара (3/50-1 - $KV^{60}=14\ldots244$ Дж; 3/50-2 – $KV^{60}=333\ldots340$ Дж, $KV^{80}=297\ldots334$ Дж) для образцов, вырезанных из центральной части листов

Показано, что для получения высоких значений работы удара KV при температуре испытаний минус 60 °С (категория F) в листовом прокате толщиной до 100 мм достаточно выполнение требований: K_{a100} - не более 1,35; V_B – не более 10 %. В то же время, для обеспечения значений KV не менее 80 Дж при более низкой температуре испытаний минус 80 °С в сочетании с характеристиками работоспособности на уровне стали с индексом «Arc40» необходимо предъявлять более «жесткие» требования к допустимому значению K_{a100} по всему сечению листа – не более 1,2 и суммарному количеству «негранулярного» бейнита - не более 25 % при сохранении требований к объемной доле его областей размером более 100 мкм – не более 10 %, Рисунки 2, 3.

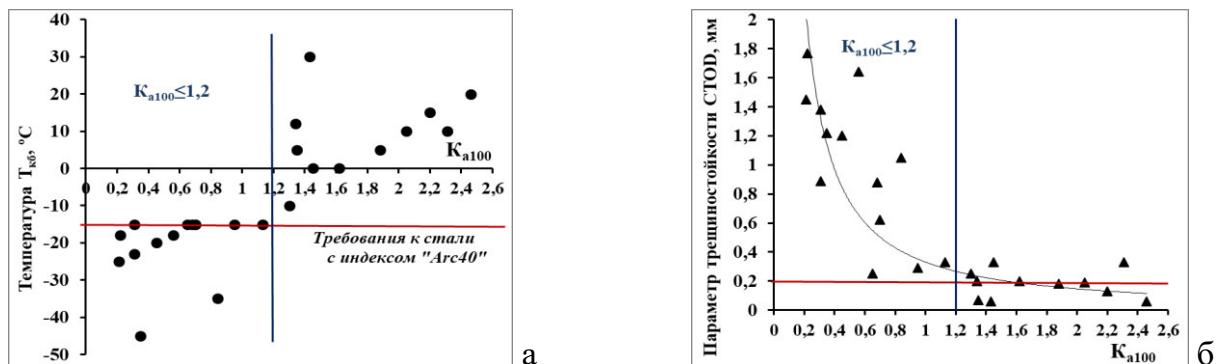


Рисунок 3 - Влияние анизотропии ферритно-бейнитной структуры на значения температуры T_{kb} (а) и параметр трещиностойкости $CTOD^{-40}$ (б)

⁵ Исследования выполнены совместно с д.т.н., профессором Казаковым А.А.

Кроме требований к параметрам структурной анизотропии (K_{a100} и V_B) необходимо сформировать структуру преимущественно гранулярного типа при обеспечении по всему сечению толстолистового проката суммарного количества квазиполигонального феррита (КПФ) и гранулярного бейнита (ГБ) - не менее 70 %.

Установлено, что для морфологического подобия структурных составляющих по всему сечению листового проката больших толщин и снижения анизотропии ферритно-бейнитной структуры в низкоуглеродистой стали (0,05-0,07 % С) необходимо ограничивать в узких пределах содержание никеля, меди и марганца при одновременном введении хрома, молибдена и ванадия, Рисунок 4. При этом повышение прочностных характеристик для сталей разного уровня прочности (от 355 до 460) достигается за счет увеличения содержания марганца и никеля - не более, чем на 0,2 % каждого элемента.

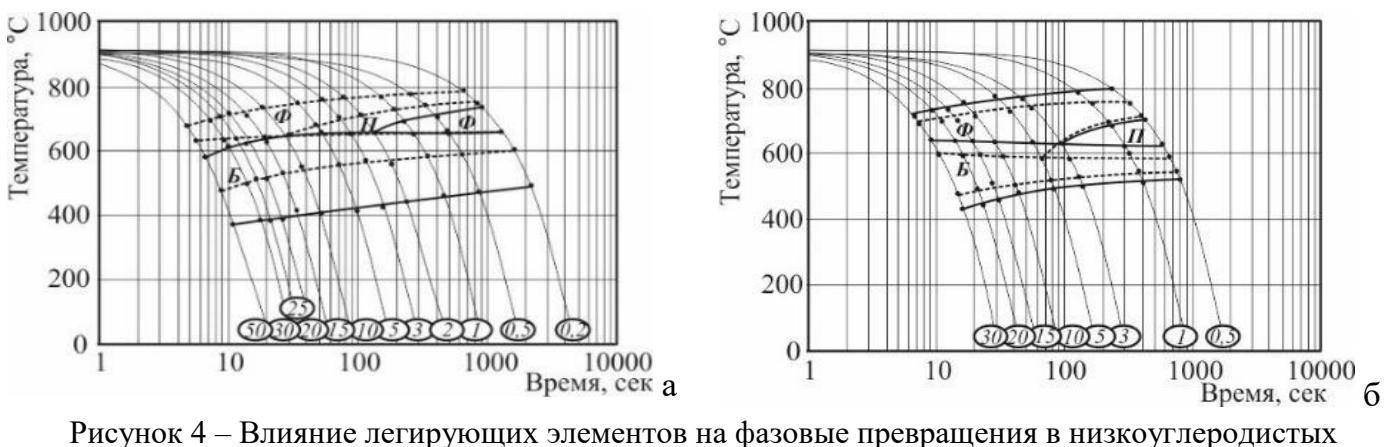


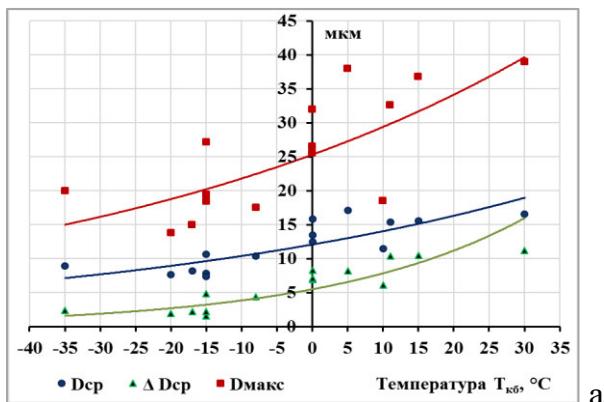
Рисунок 4 – Влияние легирующих элементов на фазовые превращения в низкоуглеродистых низколегированных хладостойких судостроительных сталях:

a – (— · · · · · 1,3 % Mn и ————— 1,7 % Mn) + 0,8 % Σ (Ni+Cu+Mo)
б – 1,4 % Mn+0,75 % Σ (Ni+Cu)+ (— · · · · · без Cr, Mo V и ————— 0,3 % Σ(Cr+Mo)+0,03 % V

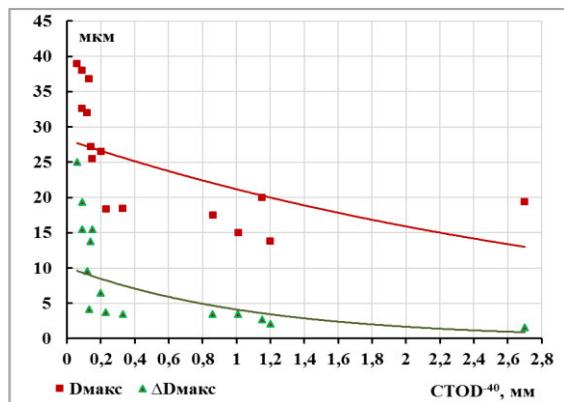
Однако для гарантированного получения высокой хладостойкости и трещиностойкости формирования ферритно-бейнитной структуры заданной морфологии и допустимой степени анизотропии недостаточно. Исследования, выполненные с помощью EBSD-анализа, показали, что не менее значимыми факторами, определяющими характеристики работоспособности при низких температурах, являются параметры структуры, которые характеризуют внутреннее строение деформированной стали и описывают элементы субструктур с малоугловыми границами (МУГ), в том числе деформационного происхождения. Показано, что важным подходом при оценке ферритно-бейнитной структуры хладостойких низколегированных судостроительных сталей после ТМО+УО, является нормирование диапазона изменения параметров структуры по сечению листового проката - допустимой степени ее неоднородности (разницу между минимальным и максимальным значениями).

На Рисунке 5 представлены зависимости характеристик работоспособности от среднего (D_{cp}) и максимального (D_{max}) размера структурных элементов (РСЭ) при заданном угле толерантности $\theta_t=5^\circ$ в центральных слоях листового проката толщиной 50

мм, а также их изменения по сечению листов – (ΔD_{cp} , ΔD_{maxc}) 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 ΔD_{cp} приводит к повышению значений критической температуры T_{kb} , Рисунок 5 а. При этом параметр трещиностойкости СТОД при низких температурах испытаний определяется в первую очередь максимальным РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ и его изменением по сечению, Рисунок 5 б, в совокупности с усредненной степенью искаженности (кривизны) кристаллической решетки GAM (GAM (CP3) – grain everage misorientation), Рисунок 6 г.



а



б

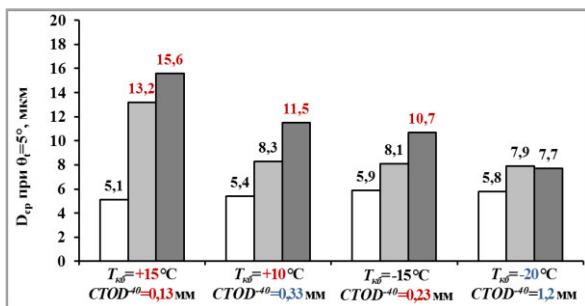
Рисунок 5 - Взаимосвязь критической температуры T_{kb} со средним и максимальным РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ в центральном слое, а также изменением ΔD_{cp} по сечению листового проката (а); параметра трещиностойкости $CTOD^{-40}$ (средних значений) с максимальным РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ и его изменением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

Гарантированные значения температуры вязко-хрупкого перехода T_{kb} и критического раскрытия вершины трещины $CTOD^{-40}$ в низколегированных сталях с индексом «Arc» после ТМО+УО достигаются при ограничении значений параметров ферритно-бейнитной структуры и их допустимого изменения (Δ) по сечению листового проката:

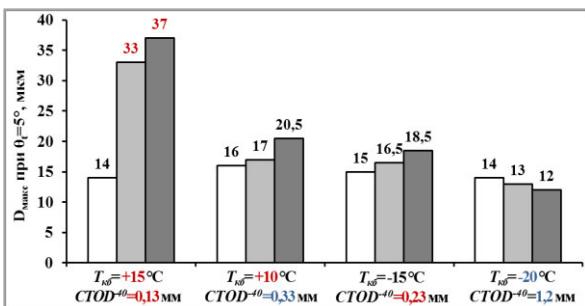
- средний и максимальный РСЭ (D_{cp} и D_{maxc}) при $\theta_t=5^\circ$ - не более 10 и 20 мкм соответственно при $\Delta D \leq 5$ мкм и доле элементов структуры размером D не более 10 мкм - не менее 65 % (при $\Delta\% D_{\leq 10 \text{ мкм}}$ не более 20 %), Рисунок 6 а, б;

- количество МУГ – 30...40 % при доле малоугловых границ с разориентировками 5-15° - не менее 15 %, Рисунок 6 в;

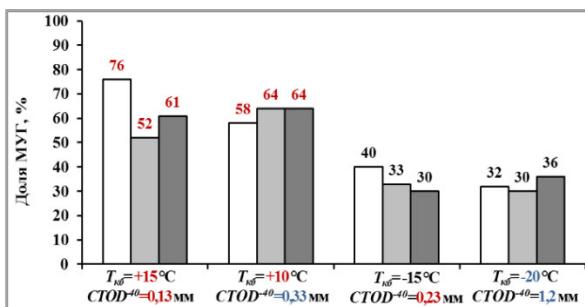
- усредненная величина кривизны кристалла GAM – не более 0,60° при $\Delta GAM \leq 0,15^\circ$, Рисунок 6 г, что подтверждает морфологическое подобие структурных составляющих по сечению листового проката вследствие формирования структуры с близкой усредненной степенью искаженности кристаллической решетки по шкале кривизны кристалла (GAM).



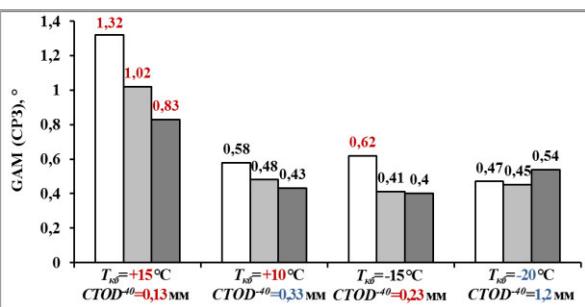
а



б



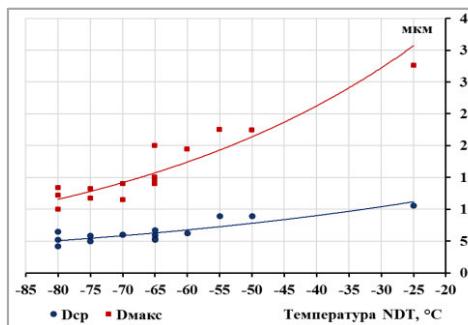
в



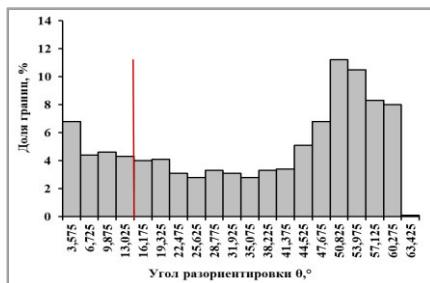
г

Рисунок 6 - Распределения значений параметров структуры (а - D_{cp}, б - D_{макс} (при θ_t=5°), в – доля МУГ, г – GAM (CP3)) по сечению листового проката толщиной 50 мм с различными характеристиками работоспособности,
где □ – вблизи поверхности, ■ – в четверти, ■ – в середине по толщине

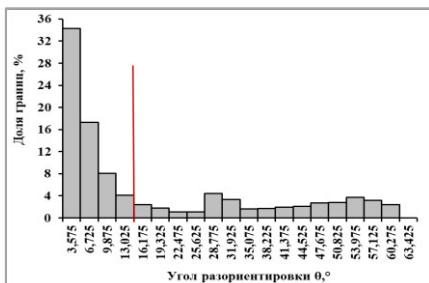
Критическая температура нулевой пластичности NDT, ввиду способа выполнения испытаний, определяется структурой поверхностного слоя толщиной до 5-7 мм. Увеличение значений D_{cp} и D_{макс} при θ_t=5° вблизи поверхности приводит к повышению значений температуры NDT для толстолистового проката, удовлетворяя 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 7 а, при близком количестве МУГ и большеугловых границ с углами разориентировки более 50° (БУГ более 50°), Рисунок 7 б-г.



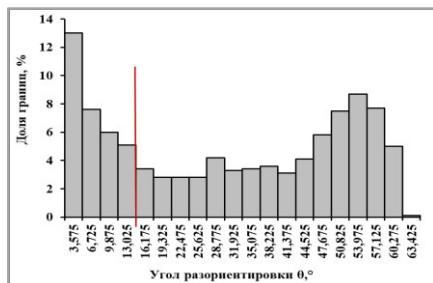
а



б



в



г

Рисунок 7 - Взаимосвязь критической температуры NDT со средним и максимальным РСЭ при θ_t=5° в поверхностном слое (а). Распределения межкристаллитных границ по углам разориентировки θ в поверхностных слоях листовых прокатов с различными значениями температуры NDT: б – минус 25 °С, в – минус 50 °С, г – минус 75 °С

В Таблице 1 представлены разработанные требования к параметрам структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката из низколегированных судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью после ТМО+УО.

Таблица 1 – Требования к структуре листового проката из низколегированных судостроительных сталей с индексом «Arc» после ТМО+УО

Характеристика	Нормирование параметра	Нормирование допустимого изменения по сечению
Соотношение структурных составляющих	Не менее 70 % Σ (ГБ+КПФ), не более 25 % «негранулярного» бейнита	-
Параметры анизотропии структуры	K_{a100} – не более 1,2 V_B – не более 10 %	-
Средний РСЭ при $\theta_t=5^\circ$	Не более 10 мкм	5 мкм
Максимальный РСЭ при $\theta_t=5^\circ$	Не более 20 мкм	5 мкм
Доля элементов структуры размером не более 10 мкм при $\theta_t=5^\circ$	Не менее 65 %	20 %
Доля МУГ	30-40 % (не менее 15 % МУГ разориентированы углами 5-15°)	-
Усредненная величина кривизны кристаллической решетки GAM	не более 0,60°	0,15°

Показано, что получение всех трех характеристик работоспособности на уровне стали с индексом «Arc50» достигается при формировании ферритно-бейнитной структуры со средним РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ - 6-9 мкм с долей МУГ и БУГ_{более 50°} ~ 30-35 % по всему сечению листового проката больших толщин из низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 355...460 МПа.

Экономнолегированные хладостойкие судостроительные стали с бейнитной и бейнитно-мартенситной структурой 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 варирования 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.

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

Традиционно для производства листового проката толщиной свыше 30 мм из высокопрочных хладостойких судостроительных сталей применялись два состава (с высоким содержанием хрома – более 1 % или никеля и меди – свыше 3,5 %), а основной технологией его изготовления оставалась З+О. Общими закономерностями формируемых структур после З+О, вне зависимости от содержания основных легирующих элементов, является отсутствие выраженного субзеренного строения в структурных составляющих речного типа и формирование карбидной фазы не только по границам реек и фрагментов, но и по границам пакетов и БАЗ, что приводит к существенному повышению значений критической температуры $T_{\text{кр}}$ по сравнению со сталью после ЗПН+О. При этом с учетом отсутствия разбиения реек в РБ и РМ на субзерна после З+О важным параметром для обеспечения высоких характеристик работоспособности остается средний размер БАЗ (не более 35 мкм), а также степень неоднородности по его размеру $\Delta = (D_{\text{БАЗ.макс.}} - D_{\text{БАЗ.мин.}})$ – не более 20 мкм по всему сечению листового проката, тогда как после ЗПН+О требование к размеру БАЗ носит скорее факультативный характер.

На примере высокопрочной стали «традиционного» химического состава, содержащей $\sim 1,1\% \text{ Cr} + 2,5 \% \Sigma (\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})$, показано, что даже при значительной разнозернистости по размерам БАЗ (размер зерен аустенита варьируется от 15 до 60 мкм), Рисунок 8 г, для листового проката после ЗПН+О могут достигаться 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 8 а, значения $T_{\text{кр}}$ находятся в пределах минус 5...минус 12 °C, в то время как после ЗПН+О значения критической температуры $T_{\text{кр}}$ достигают минус 25...минус 55 °C, при близких значениях температуры NDT и параметра трещиностойкости $CTOD^{-40...-50}$.

Получение более низких значений температуры вязко-хрупкого перехода $T_{\text{кр}}$ в листовом прокате после ЗПН+О по сравнению с З+О во многом определяется формированием бейнитной или бейнитно-martенситной структуры преимущественно речного типа, Рисунок 8 г-е, 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 8 и, к. При этом повышение критической температуры $T_{\text{кр}}$ 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 8 ж, з; наличием карбидных частиц размером 220-250 нм по границам БАЗ, Рисунок 8 б; формированием значительного количества областей ферритно-карбидной (Ф-К) смеси размером более 5 мкм (в количестве вплоть до 30 %), образовавшейся в результате развития рекристаллизационных процессов в α -фазе бейнита реечной морфологии, характеризующихся отсутствием дислокационного субзеренного строения, Рисунок 8 в.

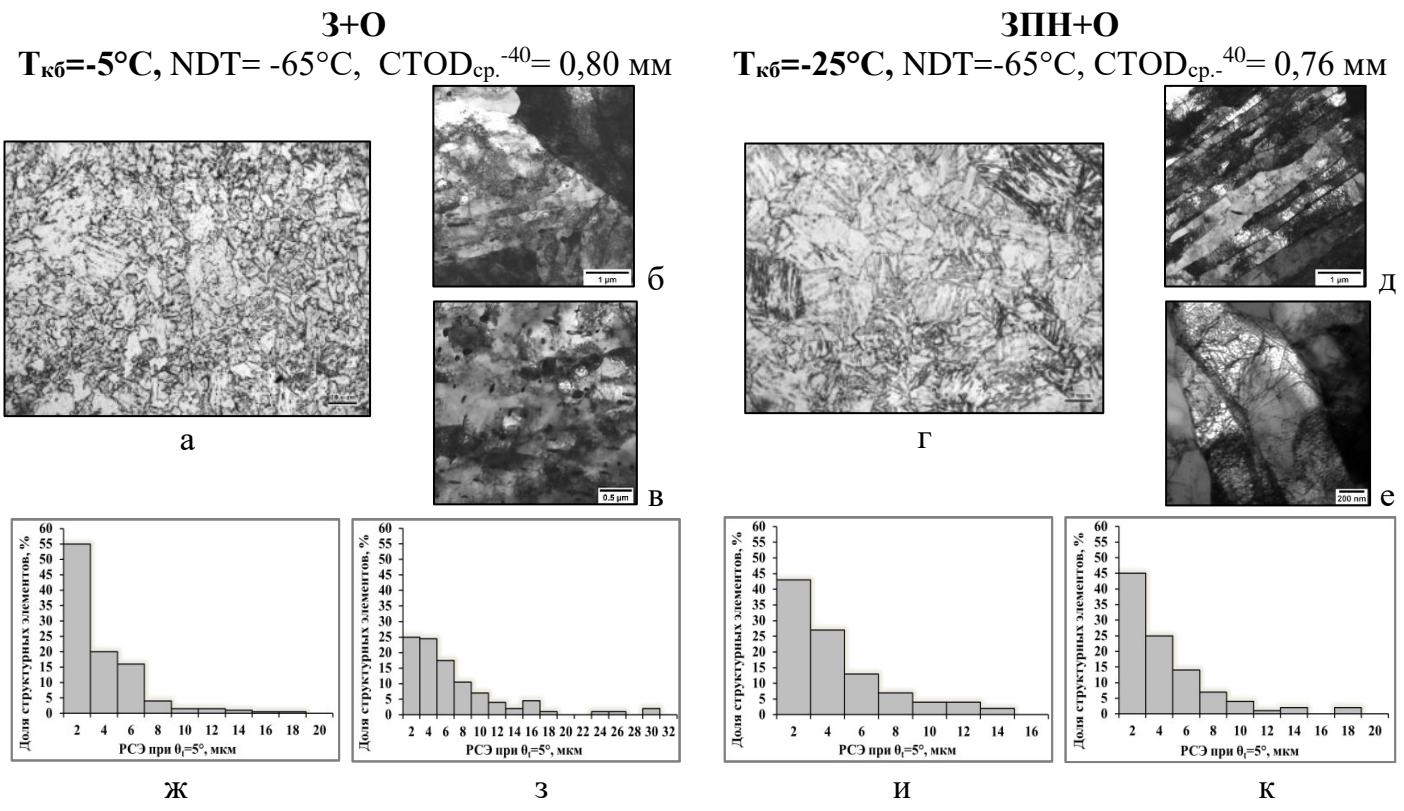


Рисунок 8 – Влияние технологии производства на структуру и характеристики работоспособности листового проката толщиной 50 мм (а-в, ж, з – после З+О; г-е, и, к – после ЗПН+О) из экономнолегированной стали, содержащей $\sim 1,1\% \text{ Cr} + 2,5\% \Sigma (\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})$:
а, г – фотографии, полученные с помощью оптической металлографии,
б - граница БАЗ с карбидными включениями; в – Ф-К смесь, д – РМ, е - РБ
(ПЭМ, светлопольные изображения),

ж-к - гистограммы распределения структурных элементов по размерам при $\theta_t=5^\circ$ для образцов от поверхности (ж, и) и из середины по сечению (з, к) исследованных листов (EBSD-анализ)

Обеспечение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах (на уровне стали с индексами «Arc40»-«Arc50») для листового проката из экономнолегированных сталей после З+О возможно при выполнении определенных требований:

- формирование преимущественно бейнитной структуры с долей ГБ не менее 45 % по всему сечению листа, что, однако, ограничивает уровень прочности стали – не выше 620;

- отсутствие признаков развития рекристаллизационных процессов в α -фазе РБ при высокотемпературном отпуске;
- размер карбидных частиц не более 200 нм по границам пакетов и БАЗ и не более 250 нм по границам реек и субзерен;
- средний и максимальный РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ - не более 10 и 25 мкм соответственно с допустимым изменением по всему сечению листового проката - не более 5 мкм.

Для получения такой структуры целесообразно ограничение содержания хрома в узких пределах 0,4-0,5 % и суммарного содержания никеля, меди и молибдена - 2,5...2,7%. Снижение содержания хрома по сравнению с «традиционным» составом стали уровня прочности 500, в котором ~ 1,1 % Cr, после З+О способствует повышению дисперсности и однородности бейнитной структуры по всему сечению листового проката больших толщин (соотношение структурных составляющих 55...40 % РБ + 45...60 % ГБ, Рисунок 9 а, средний РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ - 5,6...5,8 мкм при максимальных РСЭ – 12...14 мкм, Рисунок 9 г, размер карбидных частиц по границам БАЗ, реек и фрагментов и внутри них – не более 200-205 нм, Рисунок 9 б, в.

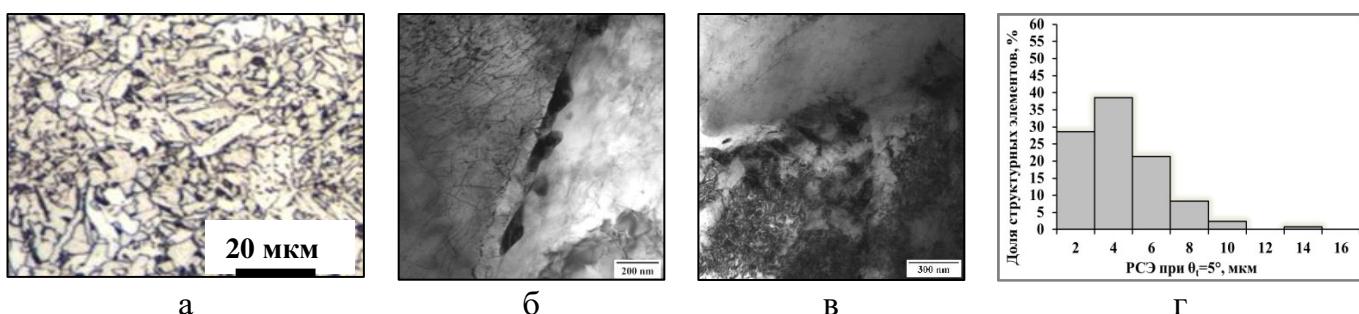


Рисунок 9 – Структура листового проката толщиной 50 мм из экономнолегированной стали, содержащей ~ 0,4 % Cr и ~ 2,7 % Σ (Ni+Cu+Mo), после З+О в середине по его сечению:

а - фотография, полученная с помощью оптической металлографии;
 б, в – карбидные частицы в РБ (б) и по границам БАЗ (в) (ПЭМ, светлопольные изображения);
 г - гистограмма распределения структурных элементов по размерам при $\theta_t=5^\circ$ (EBSD-анализ)

Следует отметить, что для обеспечения гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах в листовом прокате толщиной до 50 мм из хромникельмедьмолибденовых сталей во всем диапазоне уровней прочности (от 500 до 750) более перспективна технология ЗПН+О. При этом 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, исключающих развитие рекристаллизационных процессов в α -фазе реечных составляющих (РБ и РМ) по механизму «in-situ».

Установлено, что в экономнолегированных судостроительных сталях после ЗПН+О гарантированная работоспособность при низких температурах на уровне стали с индексом «Arc40» и выше обеспечивается при формировании бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры со следующими параметрами:

- суммарная доля речных составляющих (дислокационного РМ и РБ) не менее 55%, Рисунок 10 а, б, г, при ограничении количества ГБ – не более 45...10 % в зависимости от уровня прочности и толщины листового проката;

- субзеренное строение речных составляющих, Рисунок 10 б,в, 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 α -фазе при высокотемпературном отпуске. Данные границы становятся эффективным препятствием движению дислокаций, повышая энергоемкость распространения трещин и сопротивление хрупкому разрушению;

- равномерное распределение карбидных частиц цементитного типа, легированных хромом и молибденом, специального типа Me_23C_6 , Me_6C размером не более 250 нм по границам реек и субзерен, а также внутри них, Рисунок 10 д, е, вместо их концентрации по границам пакетов и БАЗ вследствие увеличения мест зарождения частиц в условиях повышенной плотности дислокаций;

- высокая однородность по РСЭ, определенных при $\theta_t=5^\circ$, по всему сечению листового проката (средний РСЭ – не более 8 мкм при отсутствии элементов структуры размером более 25 мкм) при доле БУГ с разориентировками более 50° - не менее 40 %.

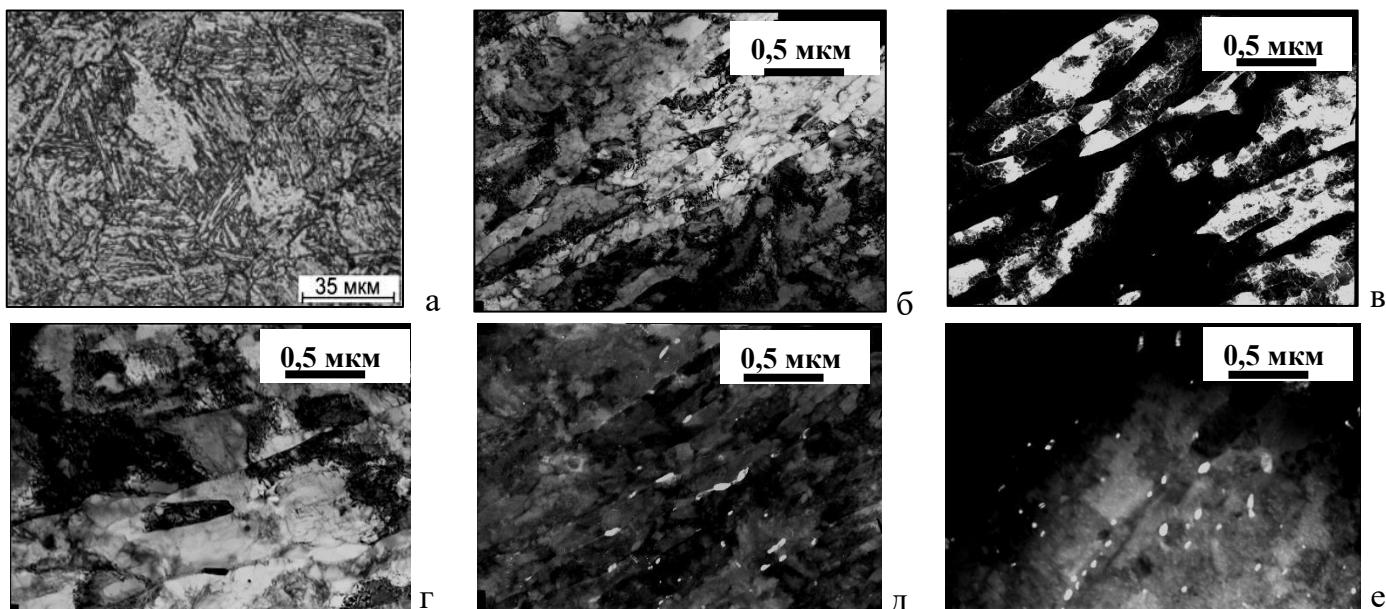


Рисунок 10 - Структура листового проката из экономнолегированной стали, содержащей $\sim 0,7\%$ Cr и $\sim 2,5\%$ $\Sigma(Ni+Cu+Mo)$, после ЗПН+О в середине по его сечению: а - фотография, полученная с помощью оптической металлографии; б, в – РМ; г – РБ, д, е – карбидные частицы по границам субзерен, реек и внутри них (ПЭМ: светлопольные (б, г) и темнопольные (в, д, е) изображения)⁶

При этом показано, что в экономнолегированных сталях после ЗПН+О увеличение содержания Cr, Ni, Cu и Mo в установленных оптимальных пределах приводит к переходу от бейнитной к бейнитно-мартенситной структуре с увеличением доли РМ с субзеренным

⁶ Исследования выполнены совместно с ИФМ УрО РАН

строением реек, что обуславливает повышение прочностных характеристик на ~ 60-85 МПа на каждые ~ 0,5 % Σ (Ni+Cu+Mo), Таблица 2. Кроме того, при увеличении легирования наблюдается повышение дисперсности и однородности карбидной фазы, что, вероятно, связано с повышенной плотностью несовершенств кристаллического строения при использовании технологии ЗПН, являющихся местами зарождения карбидных частиц. В совокупности с увеличением доли РМ с субзеренным строением реек при увеличении суммарного содержания Σ (Ni+Cu+Mo) после ЗПН+О это способствует повышению сопротивления хрупкому разрушению при низких температурах, оцениваемому по критической температуре вязко-хрупкого перехода $T_{\text{кб}}$ (от минус 30 до минус 83°C).

Таблица 2 - Влияние легирования на соотношение структурных составляющих, предел текучести и температуру вязко-хрупкого перехода $T_{\text{кб}}$ листового проката после ЗПН+О

Легирование	R_e , МПа	$T_{\text{кб}}$, °C	Доля структурных составляющих				Параметры карбидной фазы		
			РМ	ВМ	РБ	ГБ	Тип карбидов	Максимальный размер, нм	Распределение частиц
~ 0,5 % Cr+ 2% Σ (Ni+Cu+Mo)	625	-30	-	-	55	45	Цементит, легированный Cr и Mo, Me_{23}C_6 , Me_6C	250	Преимущественно по границам реек и субзерен
~ 0,7 % Cr+ 2,5% Σ (Ni+Cu+Mo)	700	-70	60	-	25	15		200	
~ 0,8 % Cr+ 3% Σ (Ni+Cu+Mo)	785	-83	75	5	10	10		160	

В Таблице 3 представлены разработанные требования к параметрам структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката из экономнолегированных судостроительных сталей с гарантированной работоспособностью после З+О и ЗПН+О.

Таблица 3 – Требования к структуре листового проката из экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Агс» после З+О и ЗПН+О

Параметр структуры	З+О		ЗПН+О	
	Нормирование параметра	Нормирование допустимого изменения по сечению	Нормирование параметра	Нормирование допустимого изменения по сечению
Размер БАЗ	Не более 35	20 мкм	-	-
Доля ГБ	Не менее 45 %	-	-	-
Суммарная доля реечных составляющих (РМ и РБ) с субзеренным строением реек	-	-	Не менее 55 %	-
Средний РСЭ при $\theta_t=5^\circ$	Не более 10 мкм	5 мкм	Не более 8 мкм	3 мкм
Максимальный РСЭ при $\theta_t=5^\circ$	Не более 25 мкм	5 мкм	Не более 25 мкм	3 мкм
Доля БУГ $> 50^\circ$	Не менее 30 %	10 %	Не менее 40 %	10 %
Максимальный размер карбидных частиц	Не более 200 нм – по границам БАЗ и пакетов; не более 250 нм по границам субзерен и реек	-	Не более 250 нм преимущественно по границам субзерен и реек	-
Уровни прочности	500-620		500-750	

Выполнение комплексных количественных требований к различным параметрам структуры по сечению листового проката из низко- и экономнолегированных сталей уровней прочности 355...750 МПа с гарантированной работоспособностью потребовало разработки режимов термомеханической и термической обработки, учитывающих особенности протекания процессов структурообразования с учетом неоднородности распределения температурно-деформационных параметров по сечению крупномасштабных заготовок.

В четвертой главе 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.

Установлено, что для получения однородной мелкозернистой структуры аустенита по сечению толстолистового проката обязательно микролегирование ниобием в количестве 0,02-0,04 %, сдерживающее существенный рост зерен аустенита (более 100 мкм) при нагреве под прокатку вплоть до температуры 1200 °С в низколегированных сталях, Рисунок 11 а, и до температуры 1220 °С в экономнолегированных сталях, Рисунок 11 в; способствующее торможению процессов динамической и метадинамической рекристаллизации аустенита, исключая их частичное протекание, и предотвращающее рост новых зерен после завершения первичной статической рекристаллизации по всему сечению крупномасштабных заготовок при промежуточном подстуживании. При этом следует ограничивать продолжительность выдержки в томильной зоне методической нагревательной печи при данных температурах нагрева - не более 1 часа, Рисунок 11 б, г.

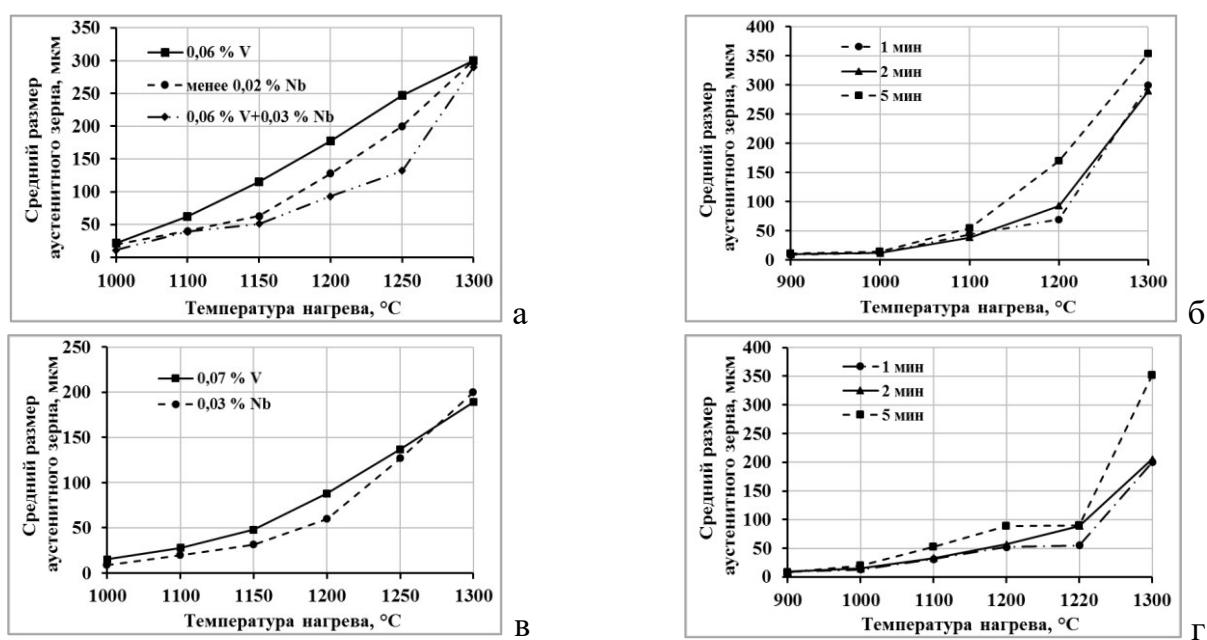


Рисунок 11 - Влияние температуры нагрева (а, в) и времени выдержки (б, г) на средний размер аустенитного зерна в низко- (а, б) и экономнолегированных (в, г) хладостойких судостроительных сталях с различным микролегированием

На основании исследования кинетики рекристаллизации аустенита в низко- и эконолегированных судостроительных сталях разработанных составов показано следующее. Для инициирования динамической рекристаллизации аустенита требуется приложение высокой однократной истинной степени деформации ($\sim 0,3$ при температуре деформации 1150°C и $\sim 0,4$ при температуре деформации 1100°C) вне зависимости от композиции легирования и микролегирования, что недостижимо в промышленных условиях. Для обеспечения полноты протекания первичной статической рекристаллизации (СР) аустенита за время реализуемых в промышленных условиях междеформационных пауз $\sim 10\text{-}15$ с необходимо накопление суммарной степени деформации $\sim 30\%$ при температуре T_{sr} , Таблица 4, что возможно в каждом третьем проходе с учетом незначительного снятия наклена за счет статического возврата и частичной СР.

Таблица 4 - Значения времени завершения процесса первичной СР (τ_p) для хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc», микролегированных 0,02-0,04 % Nb

Температура деформации, $^{\circ}\text{C}$	Низколегированная сталь			Экономнолегированная сталь		
	$\varepsilon=10\%$	$\varepsilon=20\%$	$\varepsilon=30\%$	$\varepsilon=10\%$	$\varepsilon=20\%$	$\varepsilon=30\%$
900	-	-	-	-	-	-
950	-	86	46	-	-	-
1000	>200	25	11,3	-	43	38
1050	45	9,9	8,9	74	15	11
1100	24	6,9	5,1	44	8,7	7,2
1150	15	4,7	3,4	14	7,2	5,7

На основании моделирования процесса двухстадийной горячей прокатки с последующим ускоренным охлаждением на пластометре «GLEEBLE 3800» установлено влияние температурно-деформационных режимов прокатки на параметры структуры после охлаждения для разработанных низко- и эконолегированной сталей, микролегированных ниобием в количестве 0,02-0,04 % Nb.

Температурный график и схема деформации по проходам на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки. Установлено, что вне зависимости от легирования для судостроительных сталей с индексом «Arc», микролегированных ниобием в количестве 0,02-0,04 %, на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки перспективно использование убывающего температурного графика ($T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$) $\rightarrow T_{sr}$. Это обеспечивает протекание многократной первичной СР и препятствует развитию собирательной рекристаллизации в более «горячих» центральных слоях при длительном промежуточном подстуживании подката при изготовлении толстолистового проката в промышленных условиях, при возрастающей схеме обжатий по проходам с накоплением движущей силы для полного завершения СР. При этом для низколегированных сталей целесообразно ограничение максимальных обжатий на последних проходах до 15 % для исключения наклена отдельных более крупных зерен аустенита. Для эконолегированных сталей применение более высоких температур деформации (с

учетом более высокой температуры T_{sr} - на ~ 50 °С выше, чем для низколегированных сталей) позволяет избежать формирования наклепанных зерен аустенита даже при использовании деформационной схемы 10–20 %, более благоприятной с точки зрения максимального измельчения зерна аустенита за счет первичной СР.

Показано, что для низколегированных сталей целесообразно использование технологического приема, предусматривающего проведение деформации на высокотемпературной стадии прокатки согласно графику $(T_{sr}+50°C) \rightarrow T_{sr}$, но с занижением температуры в последнем проходе до $\sim (T_{sr}-50°C)$, Рисунок 12 б. Это позволяет при сохранении однородной ферритно-бейнитной структуры преимущественно гранулярного типа со средним размером зерен КПФ и кристаллитов ГБ - ~ 5 мкм, Рисунок 12 а, исключить формирование значительного количества крупных зерен аустенита в центральных слоях вследствие собирательной рекристаллизации при промежуточном подстуживании, в пределах которых образуются протяженные области РБ. Повышение температурного диапазона проведения черновой стадии прокатки с окончанием выше T_{sr} (вне зависимости от температурного графика) приводит к разнозернистости КПФ, Рисунок 12 в, а его снижение – к увеличению доли и протяженности областей РБ, Рисунок 12 г.

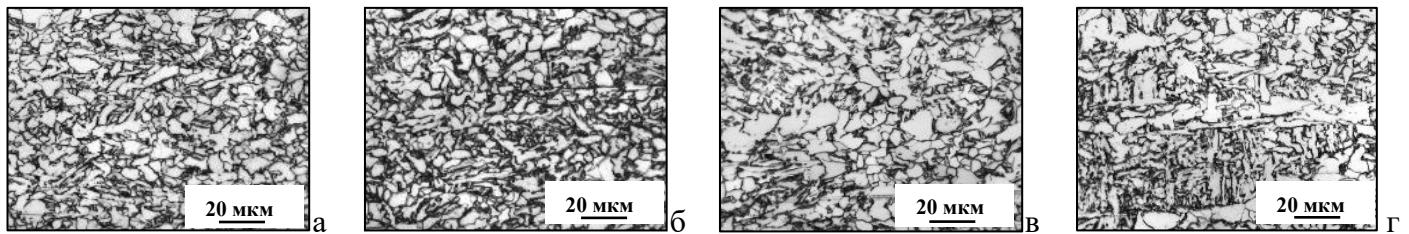


Рисунок 12 – Влияние температурного графика черновой стадии прокатки на структуру низколегированной стали после моделирования ТМО+УО:

а - $(T_{sr}+50°C) \rightarrow T_{sr}$, б - $(T_{sr}+50°C) \rightarrow T_{sr} (T_{посл.}=T_{sr}-50°C)$, в - $(T_{sr}+150°C) =\text{const}$, г – $T_{sr}=\text{const}$

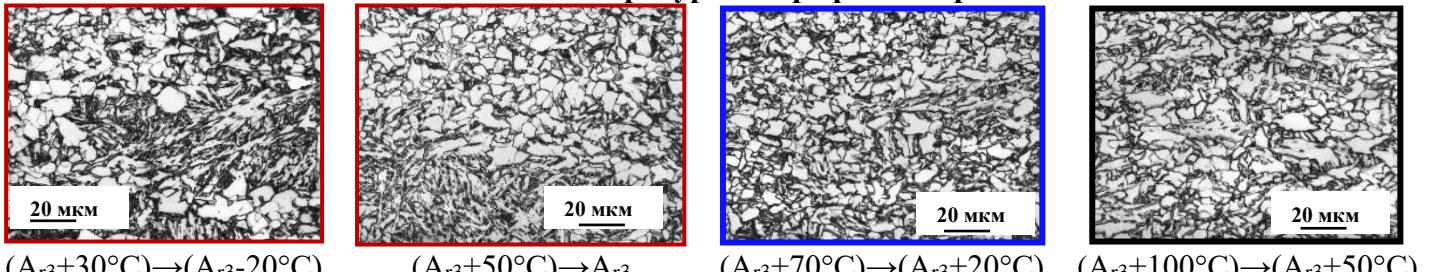
В экономнолегированной стали проведение деформации на высокотемпературной (черновой) стадии согласно графику $(T_{sr}+50°C) \rightarrow T_{sr}$ при схеме обжатий 10–20 % способствует формированию однородной бейнитно-мартенситной структуры со средним размером БАЗ ~ 18 - 20 мкм, представляющей смесь РМ 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, сформированных в пределах границ крупных наклепанных зерен аустенита, и увеличению количества ГБ до 20 % и более.

Соотношение суммарных деформаций на высокотемпературной (черновой) и завершающей (чистовой) стадиях. Формирование мелкодисперсной ферритно-бейнитной или бейнитно-мартенситной структуры, однородной как по размерам, так и по

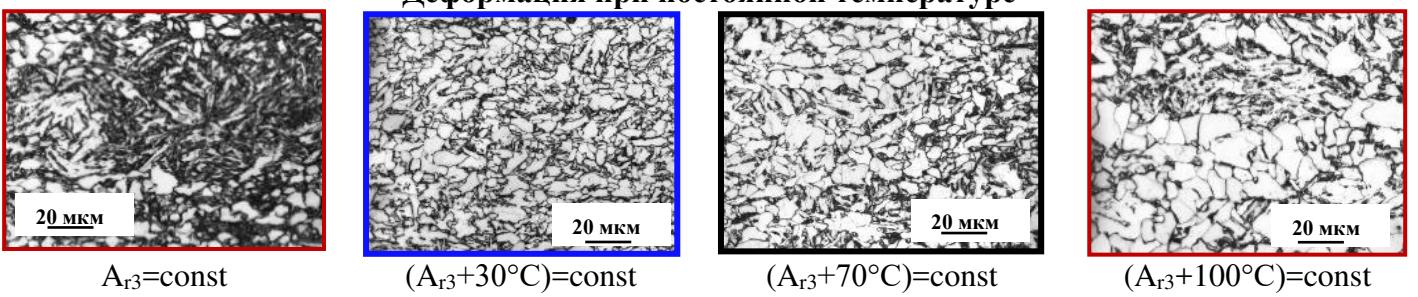
морфологическим признакам структурных составляющих, достигается при определенном соотношении интегральных деформаций на высокотемпературной и завершающей стадии прокатки – 70 / 30 %, обеспечивающем наиболее благоприятное сочетание механизмов измельчения зерна аустенита за счет многократной СР и создания развитой субзеренной структуры в аустените.

Температурный график и схема деформации по проходам на завершающей (чистовой) стадии прокатки. В низколегированной стали формирование однородной ферритно-бейнитной структуры, представляющей собой преимущественно смесь ГБ и КПФ, со средним размером структурных элементов – 3,2-3,9 мкм при $\theta_t=5^\circ$ 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 $\sim (A_{r3}+30^\circ\text{C})$, Рисунок 13 (выделены синим цветом). 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 $\sim 40-60^\circ\text{C}$ выше, также обеспечивалось формирование однородной ферритно-бейнитной структуры при отсутствии крупных областей РБ, Рисунок 13 (выделены черным цветом).

Убывающий температурный график по проходам



Деформация при постоянной температуре



Возрастающий температурный график по проходам

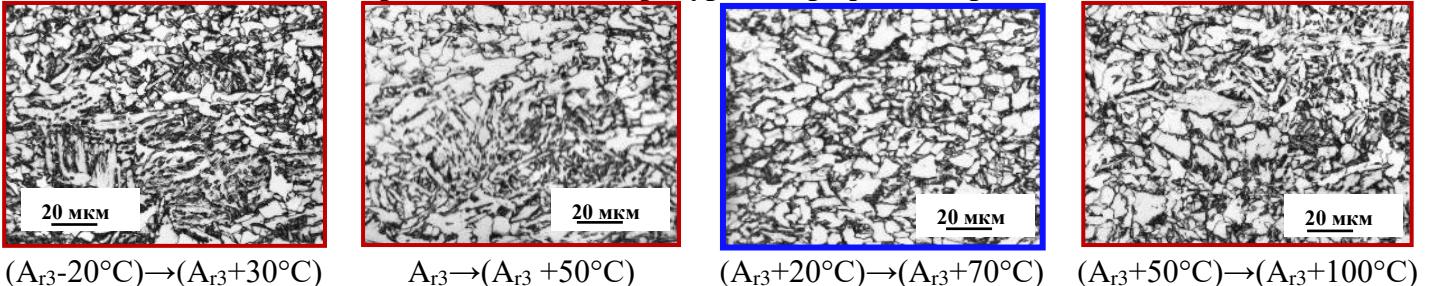


Рисунок 13 – Влияние температурного графика завершающей стадии прокатки на однородность и дисперсность ферритно-бейнитной структуры низколегированной стали после моделирования ТМО+УО

Повышение температурного интервала проведения чистовой 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 разнозернистости ферритно-бейнитной структуры (размер зерен КПФ и кристаллитов α -фазы ГБ варьируется от 1 до 33 мкм), а также к увеличению протяженности и доли областей РБ до $\sim 12\ldots22\%$. 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 ~ 170 мкм, Рисунок 13 (выделены красным цветом).

При этом изменение схемы обжатий по проходам также оказывает существенное влияние на структуру, Таблица 5, обусловливая различную степень наклена аустенита непосредственно перед $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением.

Таблица 5 – Влияние схемы деформации по проходам на завершающей стадии прокатки на параметры структуры низко- и экономнолегированной судостроительных сталей

Схема деформации	Низколегированная сталь			Экономнолегированная сталь		
	D_{cp} , мкм, при $\theta_t=5^{\circ}$	D_{max} , мкм, при $\theta_t=5^{\circ}$	Доля МУГ, %	D_{cp} , мкм, при $\theta_t=5^{\circ}$	D_{max} , мкм, при $\theta_t=5^{\circ}$	Доля БУГ более 50° , %
10 % = const	4,9	12	38	6,1	16,5	41
10→15 %	4,1	9,5	39	5,2	14,5	34
15→10 %	3,2	7,5	40	4,0	8,0	40
10→18 (20) %	6,7	19	42,5	9,7	22,5	35
18 (20) →10 %	6,0	14,5	48,5	8,4	22,5	35,5

Деформация с постоянной степенью 10 % за проход приводит к разнозернистости КПФ и кристаллитов ГБ (их размер варьируется от 2 до 20 мкм) и некоторому укрупнению среднего РСЭ при $\theta_t=5^{\circ}$ до ~ 5 мкм. Использование убывающей схемы обжатий с началом при степенях деформации более 15 % (18→10 %) обуславливает наряду с разнозернистостью зерен КПФ и кристаллитов ГБ увеличение количества (до $\sim 15\ldots18\%$) крупных областей РБ размером до ~ 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→15 % способствует наклена аустенитных зерен, вследствие чего происходит рост областей РБ до 100 мкм, а при повышении степени деформации в последних проходах свыше 15 % (10→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° (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→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° - ~ 18-20 %).

В экономнолегированной стали формирование однородной бейнитно-мартенситной структуры со средним размером БАЗ ~ 18-20 мкм и средним РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ - 4,0-5,2 мкм при максимальном РСЭ – не более 13 мкм достигается при использовании на завершающей (чистовой) стадии прокатки двух температурных графиков – убывающего в диапазоне температур ($T_{sr}-50^\circ\text{C}$)→($T_{sr}-80^\circ\text{C}$) или при постоянной температуре ~ ($T_{sr}-70^\circ\text{C}$) при убывающей схеме обжатий про проходам 15→10 %, Рисунок 14.

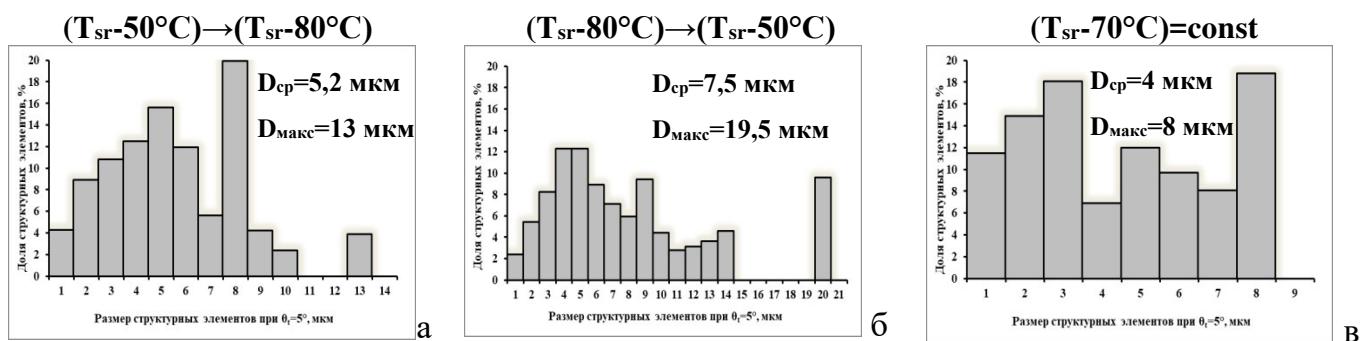


Рисунок 14 - Влияние температурного графика завершающей стадии прокатки (а – убывающего ($T_{sr}-50^\circ\text{C}$)→($T_{sr}-80^\circ\text{C}$), б – возрастающего ($T_{sr}-80^\circ\text{C}$)→($T_{sr}-50^\circ\text{C}$), в - при постоянной температуре ($T_{sr}-70^\circ\text{C}$)) на РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ в экономнолегированной стали после моделирования закалки с прокатного нагрева

Расширение температурного диапазона проведения деформации на чистовой стадии прокатки от 30 до 50°C в область более низких температур ($T_{sr}-50^\circ\text{C}$)...($T_{sr}-100^\circ\text{C}$) при использовании как убывающего, так и возрастающего температурного графика приводит к формированию наряду с дисперсными пакетами РМ и РБ вытянутых областей РБ протяженностью до ~ 65-95 мкм, а также областей со сложноигольчатым строением а-фазы и массивного ГБ. Дальнейшее увеличение степени наклена 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 выраженным 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 $\sim 6\text{--}6,5$ мкм, Таблица 5. 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 $\sim 40\text{--}75$ мкм, появляется массивный ГБ с размером кристаллитов до ~ 45 мкм при увеличении доли ГБ до ~20-25 %. При повышении степени деформации в последних проходах выше 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° уменьшается до ~ 35 %, не соответствующая 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 более крупных аустенитных зерен, способствуют наиболее равномерному распределению дефектов кристаллического строения и формированию развитой субзеренной структуры во всем объеме аустенита перед $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением.

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 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, 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, что позволяет минимизировать воздействие градиента распределения температуры по сечению листов больших толщин (от 35 мм и более) путем контролируемого снижения задаваемой температуры на их поверхности.

В результате предложены температурно-деформационные схемы двухстадийной деформации по проходам и режимы ускоренного охлаждения для опробования изготовления листового проката из низко- и экономнолегированных хладостойких

судостроительных сталей с индексом «Arc» разработанных химических составов в промышленных условиях.

Пятая глава посвящена разработке промышленных режимов ТМО+УО, позволяющих минимизировать влияние неравномерности распределения температурно-деформационно-кинетических параметров по сечению крупномасштабных заготовок на структурообразующие процессы (СР, собирательную рекристаллизацию, фазовые превращения) и контролировать степень наклена аустенитных зерен непосредственно перед $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. При этом технологические воздействия направлены на формирование ферритно-бейнитной структуры заданной морфологии, снижение ее анизотропии, выполнение разработанных требований к РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ и доле МУГ, а также обеспечение допустимой степени неоднородности структуры по всему сечению листового проката, что и гарантирует высокую работоспособность при низких температурах для низколегированных сталей после ТМО+УО.

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} -(80...100°C), связанное с нерациональным применением «гидросбива», и наличие единичных обжатий менее 10 % на первых проходах высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, Таблица 6. Данные технологические нарушения приводят к повышению коэффициента анизотропии структуры K_{a100} до значений 1,88...2,26, увеличению среднего (до ~ 13,5...17 мкм при требованиях не более 10 мкм) и максимального (до ~ 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 ($\Delta D_{cp} \sim 7\text{--}8$ мкм и $\Delta D_{max} \sim 6,5\text{--}11,5$ мкм при требуемой разнице ΔD не более 5 мкм), что обуславливает снижение количества вязкой составляющей в изломах полнотолщинных проб до 75-80 % и повышение значений критической температуры вязко-хрупкого перехода T_{kb} до +5...0 °C.

Таблица 6 – Влияние технологических нарушений на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки на параметры структуры по сечению листов толщиной 50 мм из низколегированной судостроительной стали и сопротивление хрупкому разрушению

Технологическое нарушение в первых проходах	Максимальное значение K_{a100}	D_{cp} , мкм	D_{max} , мкм	$\% D_{\leq 10 \text{ мкм}}$	МУГ, %	% вязкой составляющей	T_{kb} , °C
		при $\theta_t=5^\circ$					
Снижение степени деформации менее 10 %	1,88	6,7...13,5	20,0...26,5	82...51	35...43	80	+5
Снижение температуры деформации до T_{sr} - (80...100) °C	2,26	8,9...17,1	22,5...38,0	66,5...54	34...48,5	75	0
Требования к параметру	Не более 1,2	Не более 10	Не более 20	Не менее 65	30-40	Не более 90	Не выше минус 15
Требования к Δ	-	не более 5		Не более 20	-		

Примечание: Δ - допустимое изменение параметра структуры по сечению листового проката

Подтверждено, что параметры структурной анизотропии по сечению листов больших толщин, во многом определяющие трещиностойкость стали, в значительной степени зависят от режимов высокотемпературной (черновой) стадии прокатки и ускоренного охлаждения, Таблица 7. 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 обжатий 10→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 $\sim (T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$, и ускоренного охлаждения до температуры нижней части бейнитного интервала. Деформация согласно графику $(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$ без снижения температуры в последних проходах при сохранении оптимального режима охлаждения приводит к повышению коэффициента анизотропии структуры в центральных слоях. 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), ΔD - 7,7…6,0 мкм (при допустимой разнице $\Delta D \leq 5$ мкм).

Таблица 7 - Влияние технологических режимов ТМО+УО на параметры анизотропии⁵ структуры по сечению листового проката толщиной 50 мм из низколегированной судостроительной стали и значения критического раскрытия вершины трещины СТОД

Temperaturnyj rezhim chernovoy stadii prokatki i uskorennogo oхlаждениya			K_{a100}	V_B , %	% vязкой составляющей	$CTOD_{cp}^{-40}$, mm
1	T_1	$(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr}$	0,85…1,24	3,8…7,4	84,5	0,24
	T_{yo}	Нижняя часть бейнитного интервала				
2	T_1	$(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr} (T_{посл.}=T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$	0,90…1,45	5,0…21,4	80	0,15
	T_{yo}	Средняя часть бейнитного интервала				
3	T_1	$(T_{sr}+50^{\circ}\text{C}) \rightarrow T_{sr} (T_{посл.}=T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$	0,82…1,06	2…10	95	1,15
	T_{yo}	Нижняя часть бейнитного интервала				
Требования			Не более 1,2	Не более 10	Не менее 90	Не менее 0,25

Примечание: T_1 – температура черновой стадии прокатки, T_{yo} – температура окончания ускоренного охлаждения

На примере листового проката толщиной 50 мм показано, что деформация на завершающей (чистовой) стадии прокатки с окончанием вблизи или чуть выше критической точки A_{gr} (данний режим был предложен в более ранних работах для изготовления листов толщиной 40-50 мм из «базовых» судостроительных 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 (CP3) – 0,40…0,49°), а с другой – приводит к неоднородности структуры по сечению в части РСЭ при $\theta_t=5^\circ$: ΔD_{cp} - 8,5 мкм, ΔD_{max} - 15,5 мкм, при этом доля элементов структуры размером не более 10 мкм составляет 100 % вблизи поверхности и менее 50 % в центральных слоях, Таблица 8.

Проведение деформации на завершающей стадии прокатки с окончанием при температуре на ~ (A_{r3} –(20…30)°C), ранее использованного для прокатки листов толщиной 60-70 мм из «базовых» сталей, приводит к снижению морфологического подобия структурных составляющих по сечению толстолистового проката, на что указывает изменение значений GAM (CP3) 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 $\theta_t=5^\circ$ (D_{cp} - 6,0…10,4 мкм, D_{max} – не более 20 мкм). В обоих случаях наличие недопустимой структурной неоднородности обуславливает повышение значений температуры T_{kb} и снижение средних значений параметра трещиностойкости CTOD⁻⁴⁰, Таблица 8.

Таблица 8 – Влияние температурного режима чистовой стадии прокатки на однородность структуры по сечению листового проката толщиной 50 мм из низколегированной судостроительной стали и характеристики работоспособности

T_2	D_{cp} , мкм	D_{max} , мкм	% $D_{\leq 10 \text{ мкм}}$	GAM (CP3), град.	МУГ, %	МУГ _{5...15°} , %	T_{kb} , °C	NDT, °C	CTOD _{cp} -40, мм
	при $\theta_t=5^\circ$								
A_{r3} – (20…30) °C	6…10,4	11,5…17,5	86…49	0,35…0,53	32…51	19…25	-8	-65	0,20
A_{r3}	4,2…12,5	10…25,5	100…46	0,40…0,49	33…37	18…19	0	-70	0,16
A_{r3} +(30…40)°C	6,0…8,2	14…15	85…72	0,44…0,39	32…34	19…22	-17	-70	1,01
Требования к параметру	Не более 10	Не более 20	Не менее 65	Не более 0,60	30-40	Не менее 15	Не выше -15	Не выше -65	Не менее 0,25
Требования к Δ	не более 5		Не более 20	Не более 0,15	-	-			

Примечание: T_2 – температура окончания завершающей (чистовой) стадии прокатки

Установлено, что полное соответствие разработанных требований к параметрам структуры по сечению листового проката толщиной 35-70 мм как по морфологическому подобию структурных составляющих, так и по РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ 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 ~ ($A_{r3}+30$ °C) (изотермический график), Таблица 8.

В результате исследований разработаны режимы ТМО+УО, гарантирующие выполнение разработанных для сталей с индексом « A_{rc} » требований к параметрам структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката толщиной до 50 мм, а также обеспечивающие повышение изотропности и однородности ферритно-

бейнитной структуры по всему сечению листового проката толщиной до 100 мм. Представлены результаты исследований структуры по сечению листов на соответствие разработанным требованиям, оценки механических свойств и характеристик работоспособности листового проката из разработанных низколегированных сталей для Арктики. Разработанные технологии производства листового проката уровней прочности 355-390 категории F толщиной до 100 мм и уровней прочности 355-460 с индексом «Arc» толщиной до 50 мм внедрены в промышленных условиях ПАО «ММК», ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»).

Шестая глава посвящена разработке промышленных температурно-деформационных схем горячей пластической деформации, способствующих формированию мелкозернистого аустенита с развитой субструктурой, режимов закалки с печного и прокатного нагрева, обеспечивающих получение бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры по всему сечению листового проката с учетом экономного легирования предложенных сталей уровней прочности 420-750, и высокотемпературного отпуска, исключающего развитие рекристаллизации по типу «*in-situ*» в α -фазе реечных 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 субзеренного строения в структурных составляющих, равномерное распределение карбидных частиц ограниченного размера по границам субзерен и реек вместо пакетов и БАЗ, повышение однородности структуры по сечению листового проката по РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ и получение требуемого количества БУГ_{более 50°}.

Показано, что при производстве листового проката сталей уровней прочности 500-750 с индексом «Arc» вследствие их экономного легирования особое внимание необходимо уделить режимам нагрева под прокатку: целесообразно регламентировать не только температуру металла на выдаче (температуру нагрева) – ($T_{sr}+(200\ldots 220)^\circ\text{C}$), но и ограничивать следующие параметры:

- температуру по зонам нагревательной печи, превышение которой может привести к обезуглероживанию поверхностных слоев и, как следствие, повышению температуры нулевой пластичности NDT,

- градиент температуры по толщине непрерывнолитой заготовки – не более 15 °C, что позволяет обеспечить равномерный рост зерна аустенита, более однородное протекание рекристаллизационных процессов в аустените по сечению промежуточного «подката», повышение дисперсности и однородности конечной (превращенной) структуры и, как следствие, снижение значений критической температуры вязко-хрупкого перехода T_{cb} и повышение значений параметра трещиностойкости СТОД.

Установлено, что деформацию перед прямой закалкой необходимо проводить по двухстадийной схеме, при этом важно ограничить продолжительность промежуточного подстуживания для сдерживания процесса собирательной рекристаллизации в аустените.

При этом для экономнолегированных сталей уровней прочности 500-750, микролегированных ниобием в количестве 0,02-0,04 %, наиболее эффективно применение на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки - убывающего температурного графика ($T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$) $\rightarrow T_{sr}$ согласно возрастающей схеме обжатий по проходам 10 \rightarrow 20 %, на завершающей (чистовой) стадии прокатки - 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 $\sim (T_{sr}+70^{\circ}\text{C})$ в зависимости от толщины листового проката (менее 35 мм и 35-60 мм соответственно) согласно убывающей схеме обжатий по проходам 15 \rightarrow 10 %.

Для изготовления листового проката толщиной до 100 мм из низколегированных сталей уровней прочности 420-460, микролегированных ванадием, наиболее эффективно использование на черновой стадии прокатки - убывающего температурного графика ($T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$) $\rightarrow T_{sr}$ (при этом на $\sim 50^{\circ}\text{C}$ ниже, чем для экономнолегированных сталей) согласно возрастающей схеме обжатий по проходам 10 \rightarrow 15 %, на чистовой стадии прокатки - при постоянной температуре на $\sim (20\dots30)^{\circ}\text{C}$ ниже температуры T_{sr} согласно убывающей схеме обжатий по проходам 15 \rightarrow 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 наклеп отдельных более крупных аустенитных зерен и обеспечивают создание развитой субзеренной структуры в аустените за счет процессов фрагментации и динамической полигонизации.

Показано, что для обеспечения скорости охлаждения не менее 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ по всему сечению листового проката, позволяющей получить заданное соотношение структурных составляющих, при использовании технологии ЗПН+О начало охлаждения после двухстадийной прокатки необходимо проводить без существенного снижения температуры окончания горячей пластической деформации (не более 20 $^{\circ}\text{C}$) от температуры не ниже ($T_{sr}-100^{\circ}\text{C}$); при З+О - нагрев под закалку целесообразно осуществлять до температур 920...950 $^{\circ}\text{C}$ в зависимости от уровня прочности стали 420...750.

Температуру окончательной термической обработки следует задавать с учетом граничных условий высокого отпуска, исключающего развитие процессов рекристаллизации в реальных составляющих по механизму «in-situ», которые сопровождаются образованием практически бездислокационных областей α -фазы и коагуляцией карбидных частиц, выделившихся как на границах, так и внутри них. Температура отпуска определяется с учетом структурных особенностей исходного

закаленного состояния: не выше 630 °C после закалки и не выше 660 °C после ЗПН для экономнолегированных сталей и на ~ 20 °C ниже данных температурных ограничений для низколегированных сталей.

При этом установлено, что после ЗПН повышение температуры отпуска в пределах ограничений, исключающих развитие рекристаллизационных процессов в α -фазе РМ и РБ, способствует существенному измельчению структурных элементов при заданном угле толерантности $\theta_t=5^\circ$ за счет разбиения реек α -фазы на мелкие субзерна вследствие полигонизации, Рисунок 15 а, б, в то время как после З+О РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ по сравнению с закаленным состоянием практически не изменяется. При этом после ЗПН с отпуском при температуре 660 °C размер карбидных частиц на границах реек и субзерен в РМ не превышает ~ 120 нм, в РБ – 220 нм, Рисунок 15 в.

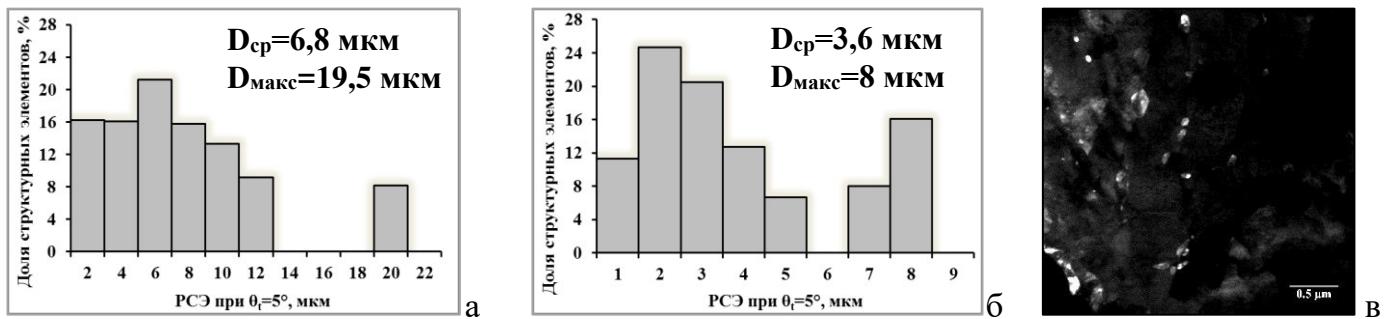


Рисунок 15 – Гистограммы распределения структурных элементов по размерам при $\theta_t=5^\circ$ для листового проката из экономнолегированной судостроительной стали, содержащей ~ 0,8 % Cr + 3 % Σ (Ni+Cu+Mo), после ЗПН (а) и последующего высокотемпературного отпуска при 660 °C (б). Карбидные частицы по границам реек и субзерен в РБ после ЗПН+O₆₆₀ °C (ПЭМ: темнопольное изображение) (в)

В результате исследований разработаны технологические режимы ЗПН+О и З+О, гарантирующие выполнение требований к параметрам бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры и их допустимому изменению по сечению листового проката из экономнолегированных сталей с индексом «Arc» уровней прочности 500-750 толщиной до 40...60 мм, а также ЗПН+О, обеспечивающие повышение однородности и дисперсности структуры по всему сечению листов толщиной до 100 мм из низколегированных сталей уровней прочности 420-460 категории F. Разработанные технологии внедрены в промышленных условиях ПАО «ММК», ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь».

Представлены результаты исследований структуры по сечению листов с оценкой ее соответствия разработанным требованиям, оценки механических свойств и характеристик работоспособности листового проката из разработанных экономнолегированных хладостойких сталей после ЗПН+О и З+О. В частности, в листовом прокате из стали уровней прочности 690-750 с гарантированными характеристиками работоспособности при низких температурах ($T_{кб}=-47\ldots-72^\circ\text{C}$, $NDT=-75\ldots-105^\circ\text{C}$, $CTOD^{-40}=0,51\ldots0,68$ мм) после ЗПН+О формируется квазиоднородная 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), Рисунок 16 а-д, при количестве ГБ – не более 10...15 %; субструктурой в речных составляющих (рейки поделены на субзерна 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, Рисунок 16 в; 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, Рисунок 16 е, ж; количеством БУГ с углами разориентировки более $50^\circ \sim 50\%$, Рисунок 16 з.

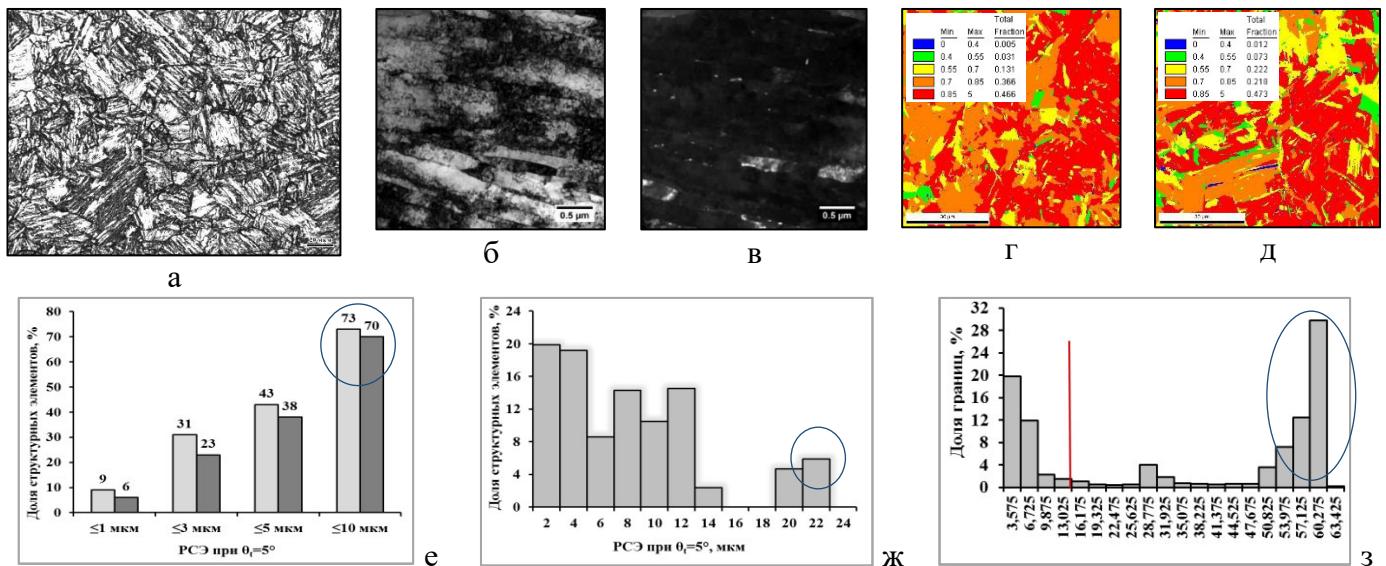


Рисунок 16 - Структура листового проката толщиной 40 мм из экономнолегированной судостроительной стали уровней прочности 690-750 с индексом «Arc40», содержащей $\sim 0,8\% \text{Cr} + 3\% \Sigma(\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Mo})$, после ЗПН+О:

а – фотография, полученная с помощью оптической металлографии;

б, в – РМ и карбиды в нем (ПЭМ: светлопольное и темнопольное изображения);

г, д - EBSD-отображения объемных долей структурных составляющих по шкале кривизны кристалла GAM по сечению листа; е - доли структурных элементов различного размера при $\theta_t=5^\circ$ соответственно (светлые столбики – вблизи поверхности, темные столбики – в середине по толщине листа); ж - распределение межкристаллитных границ по углам разориентировки θ (EBSD-анализ)

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 судостроительных сталей после ТМО+УО (уровней прочности 355...460), ЗПН+О и З+О (уровней прочности 500...750). Показано влияние совместного воздействия температуры и деформации на деформационную способность наиболее опасных участков ЗТВ сварных соединений из низколегированных сталей с индексом «Arc».

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 ТМО+УО, ЗПН+О, З+О в ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» по кооперации с ПАО «Северсталь», а также оценки свариваемости разработанных хладостойких сталей для Арктики установлено следующее.

Подтверждены стандартные механические свойства, характеристики работоспособности при низких температурах для основного металла (определение критических температур вязко-хрупкого перехода $T_{\text{кб}}$ и нулевой пластичности NDT, критического раскрытия вершины трещины CTOD) на соответствие современным требованиям «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927 к сталим с индексом не ниже «Arc40» для листового проката уровней прочности 355...460 после ТМО+УО и 500...750 после ЗПН+О и З+О, Таблица 9, а также высокая коррозионная стойкость и коррозионно-механическая прочность листового проката из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc».

Таблица 9 – Характеристики работоспособности листового проката из разработанных низко- и экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Arc»

Уровень прочности	Технология	Толщина листа, мм	Температура $T_{\text{кб}}$, °C	Температура NDT, °C	Среднее значение $\text{CTOD}^{40...70}$, мм	Принадлежность к «Arc» по совокупности характеристик работоспособности	
355-390	ТМО+УО	50	-15	-65	2,7	Arc40	
420		25	-75	-90	0,56	Arc70	
		50	-35	-80	1,15	Arc40	
		25	-65	-75	0,74	Arc60	
460		50	-17	-70	1,05	Arc40	
500	ЗПН+О	35	-38	-100	0,52	Arc40	
		50	-55	-75	1,5	Arc50	
		50	-25	-65	0,78	Arc40	
		50	-40	-65			
	З+О	30	-40	-65	-	Arc50	
		60	-12	-70	1,19	Arc40	
620	ЗПН+О	20	-70	-85	-	Arc70	
		35	-75	-70	-	Arc50	
		50	-55	-75	0,68	Arc40	
690		20	-83	-85	-	Arc70	
		50	-47	-105	0,53	Arc40	
		50	-72	-95	0,66	Arc50	
750		25	-60	-80	вязкое разрушение	Arc40	
		40	-55	-75		Arc40	

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.

Проведены исследования влияния уровня тепловложения при сварке, послесварочной термической обработки на структуру и механические свойства ЗТВ сварных соединений листового проката толщиной до 60 мм из разработанных низко- и экономнолегированных хладостойких судостроительных сталей для Арктики. Показано следующее.

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, обусловливая формирование преимущественно бейнита, и, как следствие, значения работы удара и параметра трещиностойкости СТОД при низких температурах испытаний в ЗТВ повышаются.

Результаты исследований сварных соединений листового проката из низколегированных хладостойких судостроительных сталей уровней прочности 355-460 после ТМО+УО, изготовленных автоматической сваркой под флюсом при погонной энергии 3,5 кДж/мм, показали, что последующий высокий отпуск при температуре 600 °С в течение 4 часов способствует повышению хладостойкости на крупнозернистом участке ЗТВ и трещиностойкости в ЗТВ сварных соединений за счет нарушения грубого пакетно-блочного строения в реечных составляющих, что свидетельствует о целесообразности применения послесварочной термической обработки для снятия напряжений.

В результате комплексных исследований структуры и свойств ЗТВ сварных соединений из 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.

Восьмая глава посвящена внедрению разработанных судостроительных сталей арктического применения.

Разработана и внедрена в промышленных условиях трех металлургических комбинатов – ПАО «ММК», ПАО «Северсталь» и ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь») технологическая документация на производство листового проката из:

- низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 355, 390, 420 и 460 МПа (категорий D, E, F) с индексом «Arc» толщиной до 50 мм и уровней 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.

Разработанные стали использованы при проектировании и строительстве крупнейших в мире атомных ледоколов проекта 22220 «Арктика», «Сибирь», «Урал», «Якутия», «Чукотка», «Ленинград» и «Сталинград»), сверхмощного ледокола «Лидер» проекта 10510 и других судов, проектировании модернизированного атомного плавучего энергоблока проекта 20861, судна атомно-технологического обслуживания проекта 22770 и других объектов сложной морской техники для Арктики.

Результаты работы подтверждены актами внедрения ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь», АО «Балтийский завод» и АО «ЦКБ «Айсберг».

В Приложениях А-Е представлены акты внедрения результатов диссертационной работы, а также материалы, не вошедшие в основной текст диссертации.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработаны комплексные научно обоснованные подходы к созданию хладостойких судостроительных сталей с индексом «Arc» 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 «Arc», 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 «Arc» уровней прочности 355...460 после ТМО+УО, которые обеспечивают получение гарантированных характеристик работоспособности при низких температурах: соотношению структурных составляющих, анизотропии ферритно-бейнитной структуры, РСЭ при заданном угле толерантности $\theta_t=5^\circ$, количеству МУГ, в том числе с разориентировками 5-15°, усредненной величины кривизны (искаженности) кристаллической решетки GAM (CP3).

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_{kb} ;
- средний и максимальный РСЭ при $\theta_t=5^\circ$ в поверхностных слоях при близком соотношении МУГ и БУГ_{более 50 °} - 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 °С и ниже.

3. Разработана научно обоснованная концепция легирования низкоуглеродистых низколегированных марганцево-никелевых сталей с индексом «Arc», 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.

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 ($T_{sr}+(230\ldots250^{\circ}\text{C})$) 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→15 % при убывающем температурном графике ($T_{sr}+50^{\circ}\text{C}$)→ T_{sr} с контролируемым снижением температуры деформации в последних 1-2 проходах до $\sim(T_{sr}-50^{\circ}\text{C})$ 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→10 %, исключающей 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 $\sim 70\ldots80^{\circ}\text{C}$ выше критической точки A_{r3} и окончанием при температуре $\sim A_{r3}+(20\ldots30)^{\circ}\text{C}$ 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

~ 10-15 °С 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 ~ 20-30 °С 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 разнозернистости структуры в центральных слоях из-за сочетания высокой температуры и низкой скорости охлаждения.

5. Разработаны количественные требования к ключевым параметрам бейнитно-мар滕ситной структуры по сечению листового проката из экономнолегированных судостроительных сталей с индексом «Arc» уровней прочности 500...750 после ЗПН+О, гарантирующим получение требуемых характеристик работоспособности при низких температурах: суммарному содержанию речных составляющих с субзеренным строением реек, максимальному размеру карбидных частиц, размерам структурных элементов при $\theta_t=5^\circ$ и их допустимому изменению по сечению листов, количеству БУГ, разориентированных углами более 50° .

6. Разработана научно обоснованная концепция легирования низкоуглеродистых экономнолегированных хромникельмолибденовых сталей с индексом «Arc», изготавливаемых по технологии ЗПН+О, предусматривающая:

- ограничение суммарного содержания никеля, меди и молибдена в диапазоне 2-3 % при содержании хрома в пределах 0,5-0,8 %, что позволяет обеспечить при закалке формирование требуемой доли продуктов низкотемпературного превращения и проводить последующий отпуск при температурах, исключающих развитие рекристаллизационных процессов в α -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 «Arc», который включает:

- равномерный прогрев исходных заготовок до заданной температуры $T_{sr}+(200\ldots250)$ °C за счет нормирования градиента температуры по сечению непрерывнолитой заготовки – не более 15 °C при ограничении температуры по зонам методической печи – не более 1250 °C, что исключает обезуглероживание поверхностных слоев;

- проведение высокотемпературной (черновой) стадии прокатки по убывающему температурному графику в диапазоне $(T_{sr}+50°C)\rightarrow T_{sr}$ при использовании возрастающей деформационной схемы 10→20 %, более благоприятной с точки зрения максимального измельчения зерна аустенита за счет многократной статической рекристаллизации;

- использование на завершающей (чистовой) стадии прокатки убывающего в узком диапазоне температур $(T_{sr}-50°C)\rightarrow(T_{sr}-80°C)$ для листового проката толщиной менее 35 мм или изотермического температурного графика при температуре $\sim (T_{sr}+70°C)$ для листов толщиной 35-60 мм согласно убывающей схеме обжатий по проходам 15→10 %, что способствует формированию развитой субструктурой 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 чистовой стадии прокатки (не более чем на ~ 20 °C) с учетом обеспечения скорости охлаждения не менее 5 °C/c 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 °C, исключающего развитие процесса рекристаллизации α -фазы в реечных составляющих и обеспечивающего измельчение структурных элементов при $\theta_t=5^\circ$ за счет формирования субзеренной структуры в рейках α -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 $\Sigma(Ni+Cu+Mo)$ - до 2,5...2,7 %; проведение двухстадийной горячей прокатки в соответствии с разработанными применительно к технологии ЗПН технологическими приемами; закалки от температур 920-950 °C 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 а-фазы речного 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. Разработанные режимы термомеханической и термической обработки внесены в технологическую документацию на производство листового проката из низко- и экономнолегированных сталей арктического применения, которая внедрена на ведущих металлургических предприятиях (ПАО «ММК», ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь» (в настоящее время - Филиал АО «АЭМ-технологии» «АЭМ-Спецсталь»)).

11. Для опытно-промышленных партий листового проката, изготовленных по разработанным технологиям, и его сварных соединений, выполненных при использовании ручной и автоматической сварки с погонной энергией до 3,5 кДж/мм, подтверждены характеристики хладостойкости и трещиностойкости при низких температурах на соответствие современным требованиям «Правил...» РМРС и ГОСТ Р 52927 к сталим с индексами «Arc30»...«Arc50». Это 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 «Arc» (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 «Arc» внесена АО «ЦКБ «Айсберг» в проектную документацию модернизированного атомного плавучего энергоблока проекта 20871 и судна атомно-технологического обслуживания проекта 22770.

Основные результаты диссертационной работы представлены в следующих научных трудах:

1. **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. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева // **Физика металлов и металловедение**. - 2016. - Т.117. - № 12. - С.1321-1331.

Sych, O.V. Effect of Vanadium on the Precipitation Strengthening upon Tempering of a High-Strength Pipe Steel with Different Initial Structure / **O.V. Sych**, A.A. Kruglova, V.M.Schastlivtsev, T.I. Tabatchikova, I.L. Yakovleva // **The Physics of Metals and Metallography**. – 2016. - Vol. 117. - No 12. - Pp.1270-1280, ISSN 0031-918X.

2. **Сыч, О.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.

3. **Sych, O.V.** Scientific and Technological Principles of Development of New Cold-Resistant Arc-Steels (Steels For Arctic Applications) / **O.V. Sych**, E.I. Khlusova, E.A. Yashina // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 287. – 2017. – 012013. - doi: 10.1088/1757-899X/287/1/012013.

4. **Сыч, О.В.** Особенности создания технологии производства толстолистового проката из низкоуглеродистых низколегированных хладостойких сталей с индексом «Arc» в промышленных условиях / **О.В. Сыч**, Е.И. Хлусова, Е.А. Яшина // **Тяжелое машиностроение**. – 2017. - №11-12. - С. 2-10.

5. **Сыч, О.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.

Sych, O.V. Structure changes of high-strength economically alloyed steel 09KHGN2MD (09CrMnNi2MoCu) in tempering / M.V. Golubeva, **O.V. Sych**, E.I. Khlusova, G.D. Motovilina, E.V. Sviatysheva, S.V. Rogozhkin, A.A. Lukyanchuk // **Inorganic Materials: Applied Research**. – 2018. - No 9 (6). - Pp. 997-1005.

6. **Сыч, О.В.** Разработка хладостойкой свариваемой стали категории прочности 690 МПа для тяжелонагруженной техники, работающей в арктических условиях / **О.В.Сыч**, М.В. Голубева, Е.И. Хлусова // **Тяжелое машиностроение**. – 2018. - № 4. - С. 17-25.

7. **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.

Sych, O.V. Structure and properties of the heat-affected zone of low-alloy cold-resistant steel for Arctic application / **O.V. Sych**, E.I. Khlusova, U.A. Pazilova, E.A. Yashina // **Inorganic Materials: Applied Research**. - 2018. - No 9 (6). - Pp. 1076-1089.

8. **Сыч, О.В.** Характеристики работоспособности новых хладостойких сталей с индексом «Arc» 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.

9. **Сыч, О.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.

10. **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.

Sych, O.V. Scientific and Technological Bases for Developing Cold-Resistant Steel with a Guaranteed Yield Strength of 315–750 MPa for Arctic Conditions. Part 1: Alloying Principles and Requirements for Sheet Product Structure / **O.V. Sych** // Inorganic Materials: Applied Research. – 2019. - Vol. 10. - No 6. - Pp. 1265-1281.

11. **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.

Sych, O.V. Scientific and Technological Bases for Developing Cold-Resistant Steel with a Guaranteed Yield Strength of 315–750 MPa for Arctic Conditions: Part 2. Manufacturing Technology, Structure, Properties, and Serviceability of Sheet Products / **O.V. Sych** // Inorganic Materials: Applied Research. – 2019. - Vol. 10. - No 6. - Pp. 1282-1300.

12. **Сыч, О.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.

Sych, O.V. Research of Recrystallization Processes in Low-Carbon Low-Alloy Steel in Modeling High-Temperature Rolling / S.V. Korotovskaya, **O.V. Sych**, E.I. Khlusova, E.A.Yashina // Inorganic Materials: Applied Research. – 2019. - Vol. 10. - No 6. - Pp. 1301-1308.

13. **Сыч О.В.** Разработка, сертификация и внедрение технологий производства хладостойкого листового проката категорий прочности 315-690 МПа на ПАО «ММК» / **О.В. Сыч**, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов, С.В. Денисов, П.А. Стеканов // Тяжелое машиностроение. – 2019. - № 5-6. - С. 14-27.

14. **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.

15. **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.

16. **Сыч, О.В.** Структура и свойства высокопрочной эконормализованной 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.

Sych, O.V. Structure and properties of high strength low- alloy cold-resistant steel after reheat and direct quenching with tempering / **O.V. Sych**, E.I. Khlusova, E.A. Yashina,

E.V.Svyatysheva, E.A. Vasilieva // **Inorganic Materials: Applied Research.** – 2020. - Vol. 11. – No 6. - Pp. 1299-1306.

17. **Сыч, О.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.

Sych, O.V. Interrelation between performance characteristics and structure of the Studying the interrelation of heat-affected zones in ferrite-bainitic steels / S.V. Korotovskaya, **O.V. Sych**, E.I. Khlusova // **Inorganic Materials: Applied Research.** – 2020. - Vol. 11. - No 6 - Pp. 1333-1340.

18. **Сыч, О.В.** 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.

19. **Сыч, О.В.** 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.

Sych, O.V. Quantitative assessment of structural inhomogeneity in cold-resistant low-alloy plate steel for interpretation of technological features of their manufacturing / A.A.Kazakov, D.V. Kiselev, **O.V. Sych**, E.I. Khlusova // **Chernye Metally.** – 2020 (11). – Pp. 4-14.

20. **Sych, O.V.** 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, **Sych O.V.**, E.I. Khlusova // CIR Iron and Steel Review. - 2020. - Vol. 20. - Pp. 41-49.

21. **Сыч, О.В.** Влияние микролегирования на особенности структурообразующих процессов при горячей пластической деформации / С.В. Коротовская, **О.В. Сыч**, Н.С.Новоцольцев, Е.И. Хлусова // **Вопросы материаловедения.** - 2020. - № 4 (104). - С. 5-16.

Sych, O.V. Microalloying effects on structure-forming processes during hot plastic deformation / S.V. Korotovskaya, **O.V. Sych**, N.S. Novoskoltsev, E.I. Khlusova // **Inorganic Materials: Applied Research.** – 2021. - Vol. 12. - No 6 - Pp. 1476-1484.

22. **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.

Sych, O.V. Relationship of structure parameters with performance characteristics of shipbuilding steels of different alloying / **O.V. Sych** E.I., Khlusova // **Inorganic Materials: Applied Research.** – 2021. - Vol. 12. – No 6. - Pp. 1439-1449.

23. **Сыч, О.В.** 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.

Sych, O.V. Interpretation of distribution of microstructural heterogeneity across the plate steel thickness / A.A. Kazakov, D.V. Kiselev, O.V. Pakhomova, **O.V. Sych** // **Chernye Metally.** – 2021 (4). – Pp. 32-38.

24. **Сыч, О.В.** Разработка и внедрение в ПАО «ММК» технологий производства стального проката нового поколения для судостроения / П.В. Шиляев, П.А. Стеканов,

О.В.Сыч, Е.И. Хлусова, В.Л. Корнилов [всего 12 авторов] // **Металлург.** - 2021. - № 5. - С. 12-23.

Sych, O.V. Development and implementation of technologies for production of rooled steel of new generation for shipbuilding at PJSC «MMK» / P.V. Shilyaev, P.A. Stekanov, **O.V.Sych**, E.I. Khlusova, V.L. Kornilov [in all 12 authors] // **Metallurgist.** - 2021. - № 5. - С. 12-23.

25. **Сыч, О.В.** Развитие научных представлений о фазовых и структурных превращениях в сталях различного назначения / П.В. Шиляев, С.В. Денисов, П.А.Стеканов, **О.В. Сыч**, В.Л. Корнилов [всего 12 авторов] // **Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации.** - 2021. – Т. 77. - № 5. – Т. 77. - С. 552-563.

26. **Сыч, О.В.** 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.

Sych, O.V. Cold-resistant steels. Structure, properties, technologies / E.I. Khlusova, **O.V.Sych**, V.V. Orlov // **The Physics of Metals and Metallography.** – 2021. - Vol. 122. - No 6. - Pp. 579-613, ISSN 0031-918X.

27. **Сыч, О.В.** Разработка термо-деформационных режимов прокатки низколегированной «Arc»-стали с квазиоднородной ферритно-бейнитной структурой / **О.В. Сыч**, С.В. Коротовская, Н.С. Новоскольцев, Е.И. Хлусова // **Вопросы материаловедения.** – 2021. - № 2 (106). - С. 7-20.

Sych, O.V. Development of Thermal Rolling Regimes of Low-Alloy Arc Steel with Quasi-Homogeneous Ferrite-Bainitic Structure / **O.V. Sych**, S.V. Korotovskaya, N.S.Novoskoltsev, E.I. Khlusova // **Inorganic Materials: Applied Research.** – 2022. - Vol. 13. – № 6. - Pp. 1459-1468.

28. **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.

Sych, O.V. Heterogeneity of Structure and Mechanical Properties Studied in Thickness up to 100 mm of Low-Alloy Shipbuilding Steel Sheets with a Yield Not Less Than 420 MPa / **O.V.Sych**, S.V. Korotovskaya, E.I. Khlusova, G.D. Motivilina, V.R. Nikitina // **Inorganic Materials: Applied Research.** – 2022. - Vol. 13. – № 6. - Pp. 1477-1489.

29. **Сыч, О.В.** Формирование аустенита в ферритно-бейнитных, бейнитно-мартенситных и мартенситных судостроительных сталях и его влияние на превращенную структуру / С.В. Коротовская, **О.В. Сыч**, Е.И. Хлусова, Д.М. Анисимов // **Вопросы материаловедения.** – 2021. – № 4 (108). - С. 37-48.

30. **Сыч, О.В.** Структура и свойства новых высокопрочных сталей производства ПАО «Северсталь» для арктических конструкций / **О.В. Сыч**, С.В. Коротовская, Е.И.Хлусова, М.В. Голубева, А.Г. Попков, Е.А. Яшина // **Металлург.** – 2022. - № 11. - С. 12-24.

Sych, O.V. Structure and Properties of New High-Strength Steels Produced by PAO Severstal' for Arctic Structures / **O.V. Sych**, S.V. Korotovskaya, E.I. Khlusova, M.V. Golubeva, A.G.Popkov, E.A. Yashina // **Metallurgist.** - 2023. - № 66 (11-12). - Pp. 1344-1359.

31. **Сыч, О.В.** Особенности структурообразующих процессов в экономнолегированной судостроительной стали с бейнитно-мартенситной структурой

уровня прочности 890 при микролегировании ванадием / **О.В. Сыч**, С.В. Коротовская, Н.С.Новоскольцев, Е.И. Хлусова // **Вопросы материаловедения**. – 2023. – № 1 (113). - С. 15-28.

32. **Сыч, О.В.** Влияние содержания хрома в низкоуглеродистых сталях бейнитно-марテンситного класса на характеристики работоспособности / С.В. Коротовская, **О.В.Сыч**, Е.И. Хлусова, Е.В. Святышева // **Вопросы материаловедения**. – 2023. – № 2 (114). - С. 36-47.

33. **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.

34. **Сыч, О.В.** Хладостойкость высокопрочной легированной стали с пределом текучести 500 МПа / В.К. Башаев, Г.Д. Мотовилина, В.В. Рябов, **О.В. Сыч**, М.А. Гусев // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. - 2014. - Вып. № 37. - С. 29-38.

35. **Сыч, О.В.** Способы обеспечения гарантированного сочетания прочности и хладостойкости толстолистового проката из низколегированных низкоуглеродистых сталей / **О.В. Сыч**, Е.А. Яшина, Е.И. Хлусова // Сборник тезисов LVIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», посвященная памяти профессора Э.В.Козлова, г. Пермь, ИМСС УрО РАН 16-19 мая 2017 г., с. 247-248.

36. **Сыч, О.В.** Создание хладостойких конструкционных материалов для Арктики. История, опыт, современное состояние / Е.И. Хлусова, **О.В. Сыч** // Инновации. – 2018. - № 11 (241). – С. 85-92.

37. **Сыч, О.В.** Технология, структура и свойства хладостойких судостроительных сталей категорий прочности 355-750 МПа для Арктики / У.А. Пазилова, **О.В. Сыч**, Е.И.Хлусова // В сборнике «Научный прогресс в черной металлургии»-2019. Материалы IV Международной научной конференции. – 2019. – С. 157-163.

38. **Сыч, О.В.** Металловедческие основы гарантированной работоспособности хладостойких сталей для Арктики / **О.В. Сыч**, Е.И. Хлусова // Сборник тезисов XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии, г. Санкт-Петербург, 9-13 сентября 2019 г., т. 3, с. 98.

39. **Сыч, О.В.** Стали для Арктики / Е.И. Хлусова, **О.В. Сыч** // Деловой журнал Neftegaz.RU. – 2020. - № 5 (101). – С. 50-55.

40. **Сыч, О.В.** Разработка и внедрение технологий производства хладостойкого металлопроката для ледокольного флота, морской и инженерной техники, эксплуатирующейся в Арктике / Е.И. Хлусова, **О.В. Сыч**, М.В. Голубева, М.А. Гусев, Е.А.Яшина, С.В. Денисов, С.Н. Горшков, П.А. Стеканов, В.А. Авраменко, М.Н. Мычак // Сборник лауреатов Международного конкурса научных, научно-технических и инновационных разработок, направленных на развитие и освоение Арктики и континентального шельфа в рамках Международной конференции и выставки по освоению нефти и газа Российской Арктики и континентального шельфа стран СНГ (RAO/CIS Offshore), г.Санкт-Петербург, 12-15 сентября 2017г., с. 31-33.

41. **Сыч, О.В.** Опыт освоения технологий производства листового проката из хладостойких «Arc»-сталей с гарантированным пределом текучести 390 и 750 МПа в условиях ООО «ОМЗ-Спецсталь» / **О.В. Сыч**, А.Г. Попков, А.Г. Павлова // Сборник докладов Международной конференции «Материалы и технологии для Арктики», г. Санкт-

Петербург, НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИИ КМ «Прометей», 13-14 декабря 2017 г., с. 241-248.

42. **Сыч, О.В.** Фазовые превращения, структура и свойства новой экономнолегированной стали с пределом текучести не менее 690 МПа / **О.В. Сыч**, М.В.Голубева, Е.И. Хлусова // Сборник материалов 4-ой научно-практической конференции с международным участием, посвященной 70-летнему юбилею кафедры «Металловедение, технология термической и лазерной обработки металлов», г. Пермь, 23-27 сентября 2019 г., с. 56-59.

43. **Сыч, О.В.** Металловедческие принципы создания хладостойких сталей с гарантированной работоспособностью / **О.В. Сыч**, Е.И. Хлусова // Сборник материалов Шестого междисциплинарного научного форума с международным участием «Новые материалы и перспективные технологии», г.Москва, Президиум Российской академии наук, 23-26 ноября 2020 г., т.1, с. 263-266.

44. **Сыч, О.В.** Хладостойкая свариваемая сталь для конструкций, работающих в экстремальных условиях / В.В. Галкин, С.В. Денисов, П.А. Стеканов, В.А. Малышевский, **О.В. Сыч** [всего 7 авторов] // **Патент РФ № 2452787**. Бюллетень изобретений № 16 от 10.06.2012 г.

45. **Сыч, О.В.** Способ производства высокопрочного штрипса для труб магистральных трубопроводов / В.В. Галкин, С.В. Денисов, П.А. Стеканов, Н.В. Малахов, **О.В. Сыч** [всего 9 авторов] // **Патент РФ № 2465346**. Бюллетень изобретений № 30 от 27.10.2012.

46. **Сыч, О.В.** Хладостойкая свариваемая сталь и изделие, выполненное из нее (варианты) / М.В. Голубева, В.В. Орлов, **О.В. Сыч**, Е.И. Хлусова, Е.А. Яшина [всего 9 авторов] // **Патент РФ № 2653748**. Бюллетень изобретений № 14 от 14.05.2018.

47. **Сыч, О.В.** Хладостойкая свариваемая arc-сталь повышенной прочности / Е.И.Хлусова, **О.В. Сыч**, С.А. Голосиенко, Е.А. Яшина, У.А. Пазилова [всего 10 авторов] // **Патент РФ № 2681094**. Бюллетень изобретений № 7 от 04.03.2019.

48. **Сыч, О.В.** Листовой прокат, изготовленный из высокопрочной стали / А.С.Орыщенко, С.А. Голосиенко, Е.И. Хлусова, **О.В. Сыч**, С.В. Коротовская [всего 12 авторов] // **Патент РФ № 2726056**. Бюллетень изобретений № 19 от 08.07.2020.

49. **Сыч, О.В.** Высокопрочная свариваемая хладостойкая сталь и изделие, выполненное из нее / **О.В. Сыч**, В.В. Орлов, Е.И. Хлусова, С.А. Голосиенко, М.В.Голубева [всего 7 авторов] // **Патент РФ № 2731223**. Бюллетень изобретений № 25 от 31.08.2020.