

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ  
«ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ  
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ «ПРОМЕТЕЙ» ИМЕНИ  
И.В. ГОРЫНИНА НАЦИОНАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОГО ЦЕНТРА  
«КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»**

На правах рукописи

УДК 669.14.018.41:669.017:621.771.016

ГРНТИ 53.49.13



**КОНДРАТЬЕВ НИКИТА АНДРЕЕВИЧ**

**«РАЗРАБОТКА НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ  
ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ТОЛЩИНОЙ 5-15 ММ ИЗ  
ВЫСОКОПРОЧНОЙ ХЛАДОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПРЕДЕЛОМ  
ТЕКУЧЕСТИ НЕ МЕНЕЕ 460 МПА ДЛЯ МОРСКОЙ ТЕХНИКИ»**

Специальность: 2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация  
на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
д.т.н., профессор  
Хлусова Елена Игоревна

г. Санкт-Петербург

2026 г.

## СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ .....	6
ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ В ОБЛАСТИ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ТОЛЩИНОЙ ОТ 5 ДО 15 ММ УРОВНЯ ПРОЧНОСТИ СВЫШЕ 460 МПа.....	15
1.1 Обзор существующих марок стали уровня прочности 460 МПа и выше ....	15
1.1.1 Отечественные и зарубежные марки стали, поставляемые толщиной от 5 до 15 мм .....	15
1.1.2 Российский опыт производства стали уровня прочности 460 МПа и выше .....	30
1.1.3 Зарубежный опыт производства сталей уровня прочности 460 МПа и выше .....	36
1.2 Обзор технологического оборудования для изготовления листового проката толщиной от 5 до 15 мм на российских металлургических заводах .....	41
1.3 Влияние технологических параметров на структуру и свойства листового проката толщиной от 5 до 15 мм .....	47
1.3.1 Влияние микролегирующих элементов и температуры нагрева на рост зерна аустенита .....	49
1.3.2 Влияние скорости деформации на процессы динамической рекристаллизации .....	51
1.3.3 Влияние междеформационных пауз на процессы статической рекристаллизации .....	53
1.3.4 Влияние легирующих элементов и скорости деформации на превращение аустенита низкоуглеродистых сталей при охлаждении до заданной температуры в процессе смотки рулонов.....	55
1.3.5 Неравномерность структуры и свойств рулонного проката .....	60
1.3.5.1 Влияние условий охлаждения на неравномерность структуры и свойств рулонного проката .....	60
1.3.5.2 Анизотропия механических свойств рулонного проката .....	68
1.3.6 Влияние условий прокатки на дефекты формы рулонного проката .....	70
1.5 Постановка задачи .....	77

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ .....	81
2.1 Исследуемые материалы .....	81
2.2 Исследование фазовых и структурных превращений .....	81
2.2.1 Методика исследования фазовых превращений.....	81
2.2.2 Исследования структуры с помощью оптической металлографии .....	83
2.2.3 Исследования структуры и характера разрушения с помощью растровой электронной микроскопии .....	86
2.2.4 Исследования структуры с помощью просвечивающей электронной микроскопии.....	87
2.3 Имитационное моделирование процессов структурообразования .....	87
2.3.1 Исследование процессов роста зерна с помощью вакуумного травления	87
2.3.2 Исследование процессов динамической рекристаллизации .....	88
2.3.3 Имитационное моделирование структурообразования при горячей пластической деформации и ускоренном охлаждении на дилатометре .....	90
2.3.4 Имитационное моделирование технологических режимов на пластометре «Gleeble-3800».....	92
2.4 Определение стандартных механических свойств .....	93
2.4.1 Измерение твердости.....	93
2.4.2 Испытание на растяжение.....	93
2.4.3 Испытание на ударные изгиб .....	94
2.4.4 Испытание на ударный изгиб после механического старения .....	96
2.5 Определение технологичности и характеристик работоспособности.....	96
2.5.1 Испытание на изгиб .....	96
2.5.2. Испытания на излом .....	97
2.5.3 Определение температуры вязко-хрупкого перехода $T_k$ .....	97
2.5.4 Испытания на коррозионное растрескивание под напряжением .....	97
Выводы к главе 2 .....	98
ГЛАВА 3 ВЫБОР ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА, ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ .....	99
3.1 Разработка требований к листовому прокату толщиной 5-15 мм с пределом текучности не менее 460 МПа.....	101

3.1.1 Требования к химическому составу стали .....	101
3.1.2 Требования к механическим свойствам .....	103
3.1.3 Требования к микроструктуре.....	109
3.2 Выбор химического состава стали .....	111
3.3 Определение технологических параметров изготовления листового проката толщиной от 5 до 15 мм.....	121
3.3.1 Исследование роста аустенитного зерна.....	121
3.3.2 Исследование процессов динамической рекристаллизации .....	123
3.3.3 Исследование процессов структурообразования при горячей пластической деформации в аустенитной области .....	127
3.3.4 Исследование процессов структурообразования при охлаждении .....	131
Выводы к Главе 3.....	137
<b>ГЛАВА 4 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСНОВАНИИ ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ НА ПЛАСТОМЕТРЕ «GLEEBLE 3800».....</b>	<b>140</b>
4.1 Исследование влияния накопленной деформации на процессы структурообразования при имитации горячей пластической деформации с ускоренным охлаждением.....	141
4.2 Влияние температурно-деформационных параметров на структуру и твердость стали .....	146
4.2.1 Влияние температурно-деформационных схем на черновой и чистовой стадиях прокатки на структуру и твердость стали.....	147
4.2.2 Влияние температуры начала и конца деформации на чистовой стадии прокатки на структуру и твердость стали .....	150
4.3 Разработка режимов термомеханической обработки для изготовления листового проката разного уровня прочности (от 460 до 690 МПа) на основании имитационного моделирования.....	153
Выводы к Главе 4.....	159

ГЛАВА 5 РАЗРАБОТКА ОПЫТНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ТОЛЩИНОЙ ОТ 5 ДО 15 ММ ИЗ ХЛАДОСТОЙКОЙ СТАЛИ УРОВНЯ ПРОЧНОСТИ БОЛЕЕ 460 МПа.....	161
5.1 Изготовление листового проката толщиной от 5 до 15 мм на лабораторных станах.....	161
5.2 Определение сдаточных свойств и характеристик работоспособности листового проката .....	166
5.3 Исследование микроструктуры и фрактографический анализ изломов ударных образцов .....	176
5.4 Изготовление листового проката толщиной 8-15 мм в промышленных условиях на ревесивном стане «5000».....	189
5.5 Разработка методических указаний длч имитационного моделирования .....	191
5.6 Разработка рекомендаций для адаптации к промышленному производству листового проката толщиной 5-9,5 мм уровня прочности более 460 МПа.....	192
Выводы по 5 главе .....	193
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	195
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ .....	198
ПРИЛОЖЕНИЕ 1 .....	217
ПРИЛОЖЕНИЕ 2 .....	226

## ВВЕДЕНИЕ

В ближайшей перспективе в качестве основных материалов для судокорпусных конструкций, морских надводных и подводных технических средств по сочетанию низкой стоимости и высокой технологичности, в том числе при сварке, продолжают оставаться низкоуглеродистые стали, а листовой прокат в толщинах от 5 до 15 мм помимо судостроения будет востребован в таких областях промышленности как строительство, машиностроение, краностроение и др.

В строительстве листовой прокат толщиной от 5 до 15 мм находит применение в таких конструкциях как поддерживающие балки и колонны, несущие панели и диафрагмы, перекрытия и кровли, лестницы и ограждения.

В машиностроении листовой прокат в указанном диапазоне толщин широко применяется для изготовления компонентов деталей машин, таких как корпуса и рамы, резервуары и сосуды под давлением, оборудование для обработки материалов, транспортные средства и строительная техника.

Высокопрочные стали в указанных толщинах применяют также для изготовления грузоподъемной техники, транспортно-загрузочных машин, включая стрелы кран-манипуляторных установок. До настоящего времени использовались импортные материалы, в частности, стали марок S600MC и S700MC, S700E (S690QL) шведской компании SSAB. Некоторые марки строительной стали по зарубежной классификации производятся в России, разработаны и российские аналоги (Powerform, Magstrong и др.). К недостаткам закупаемых за рубежом и изготавливаемых в РФ высокопрочных сталей для грузоподъемной техники и строительных конструкций можно отнести анизотропию структуры и свойств, склонность к коррозионному растрескиванию в морской воде и неудовлетворительную свариваемость применительно к условиям массового производства на судостроительных заводах.

Рост тенденции применения высокопрочных марок сталей в условиях Крайнего Севера заставляет повышать уровень легирования низкоуглеродистых сталей для повышения хладостойкости, что увеличивает стоимость изготовления

конструкций. Однако снижение толщины листового проката и применение более высокопрочных марок сталей позволяет выиграть в грузоподъемности металлических конструкций, что экономически прибыльнее для ответственно важных конструкций.

Судостроительные высокопрочные стали преимущественно поставляют толщиной 10 мм и более, при этом для реверсивных станков с шириной бочки валков 5000 мм предпочтительный сортамент - более 15 мм ввиду того, что при меньших толщинах листового проката приходится использовать технологии с изготовлением промежуточных подкатов, что усложняет процесс производства, снижает производительность и может приводить к неудовлетворительному качеству поверхности из-за повторных нагревов полуфабрикатов. Листовой прокат из высокопрочных судостроительных марок стали в диапазоне толщин 8-9,5 мм производится на реверсивных прокатных станах с шириной бочки валков 2800 мм, но ограничено, несмотря на заявленный сортамент в национальном стандарте на поставку судостали ГОСТ Р 52927-2023. Листовой прокат толщиной 5-7,5 мм из стали с пределом текучести более 460 МПа в судостроении в настоящее время практически не используется из-за отсутствия его производства на непрерывных широкополосных станах горячей прокатки (НШСГП).

Актуальность работы обусловлена востребованностью высокопрочного листового проката в толщинах от 5 до 15 мм для судостроения и необходимостью импортозамещения зарубежных поставок, в том числе для грузоподъемной техники.

**Целью** настоящей работы является разработка технологических режимов производства листового проката толщиной 5-15 мм из высокопрочной хладостойкой стали с пределом текучести не менее 460 МПа для морской техники на основании имитационного моделирования, их опробование в лабораторных условиях, и разработка рекомендаций для промышленного производства.

Для решения поставленной цели установлены следующие **задачи**:

1. Разработка требований к листовому прокату толщиной 5-15 мм из стали с гарантированным пределом текучести 460, 500, 550, 620 и 690 МПа.
2. Разработка научно-обоснованных решений для создания технологии производства листового проката толщиной 5-15 мм на основе имитационного

моделирования и определение влияния технологических параметров на формирование конечной микроструктуры:

- исследование фазовых превращений;
- исследование процессов динамической рекристаллизации в зависимости от температуры и скорости деформации;
- исследование процессов структурообразования при горячей пластической деформации и ускоренном охлаждении при имитационном моделировании отдельных этапов и сквозного технологического процесса на dilatометре с возможностью сжатия и пластометре «Gleeble 3800».

3. Изготовление опытных образцов листового проката толщиной 5-15 мм на лабораторных станах «Дуо-600» и «Кварто-800».

4. Определение взаимосвязи структуры с механическими свойствами стали и сопротивлением хрупкому разрушению и оценка качества листового проката.

5. Опробование производства листового проката толщиной 8-15 мм в промышленных условиях и оценка его качества.

6. Разработка методических указаний для имитационного моделирования технологического процесса изготовления листового проката на непрерывном стане горячей прокатки.

7. Разработка рекомендаций для адаптации разработанных технологических режимов к промышленному производству на непрерывном стане.

**Личное участие автора** в получении научных результатов, изложенных в диссертации, заключается в:

- постановке задачи и определении методов проведения экспериментальных исследований;
- разработке требований к листовому прокату толщиной от 5 до 15 мм уровня прочности не менее 460 МПа;
- исследовании фазовых превращений в марганцевоникелевой и хромникельмолибденовой стали при высокоскоростной деформации в аустенитной области;

- изучении особенностей структур, формирующихся в марганцевоникелевой и хромникельмолибденовой стали при высокоскоростной термомодеформационной обработке;
- разработке технологических режимов ТМО для изготовления опытной партии;
- анализе и обработке полученных результатов, разработке рекомендаций для опытно-промышленного производства.

**Объектом исследования** являются низкоуглеродистые низколегированная и легированная сталь марок 07Г2НФБ и 09ХН2МД(Ф)Б.

**Основные положения, вынесенные на защиту:**

1. Особенности влияния высокоскоростной горячей пластической деформации, характерной для непрерывных станов горячей прокатки, на фазовые превращения и структурообразование в листовом прокате марганцевоникелевой и хромникельмолибденовой стали.

2. Принципы назначения технологических параметров изготовления листового проката толщиной 5-15 мм для получения хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 460, 500, 550, 620 или 690 МПа на непрерывном стане горячей прокатки.

3. Влияние ключевых технологических параметров на структуру и механические свойства листового проката толщиной 5-15 мм из высокопрочной хладостойкой стали.

4. Разработанные опытные технологии для имитации изготовления листового проката на непрерывном стане горячей прокатки, позволяющие обеспечивать формирование необходимой микроструктуры и комплекса механических свойств.

При выполнении работы автором получены следующие **результаты, обладающие научной новизной:**

1. Установлено, что из стали марганцевоникелевой композиции легирования 07Г2НФБ ( $C_{экв}$ : 0,35-0,45 %) может быть получен листовый прокат толщиной 5 мм уровня прочности 460-690 МПа. Для листового проката толщиной 7 мм с целью получения проката уровня прочности 500-690 МПа следует

использовать сталь хромоникельмолибденовой композиции легирования на базе марки 09ХН2МД ( $C_{\text{эКВ}}$ : 0,44-0,54 %).

2. Показано, что деформация 30% со скоростью  $10 \text{ с}^{-1}$  в аустенитной области увеличивает после охлаждения со скоростями 20-30 °С/сек до температур 650-570°С долю превращенного аустенита в стали 09ХН2МД, микролегированной ниобием, ускоряя превращение в верхней области бейнитного интервала сильнее, чем в стали, микролегированной ванадием.

3. Исследование влияние скорости деформации ( $1, 5$  и  $10 \text{ с}^{-1}$ ) на процессы динамической рекристаллизации (ДР), показало, что однократная деформация в диапазоне от 26 до 34 % способствует её протеканию при скоростях до  $5 \text{ с}^{-1}$  и температурах деформации от 1200 до 1150 °С для стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ. Однако достижение таких деформаций на первых трех проходах на высокотемпературной стадии при непрерывной прокатке не реализуемо, что не позволяет обеспечить измельчение аустенитного зерна за счет ДР.

4. Показано, что при понижении температуры ускоренного охлаждения с 650-600 до 550-500 °С структура стали 09ХН2МДБ изменяется с неоднородной феррито-перлитно-бейнитной до бейнитной реечной и гранулярной морфологии, а твердость повышается на ~15%. После ускоренного охлаждения до 650-600 °С снижение скорости замедленного охлаждения от 0,070 до 0,025 °С/с, характерной для внешних и внутренних витков рулонного проката, соответственно, приводит к увеличению доли феррита и понижению твердости на 10-11 HV<sub>10</sub>, тогда как после ускоренного охлаждения до 550-500 °С твердость не изменяется.

5. Сформулированы принципы назначения технологических параметров изготовления листового проката толщиной 5-15 мм для получения хладостойкой стали марки 09ХН2МДБ с гарантированным пределом текучести 460, 500, 550, 620 или 690 МПа на непрерывном стане: температура горячей пластической деформации на высокотемпературной стадии прокатки 1000-1100 °С позволяет формировать аустенит с размером зерна ~20-30 мкм, снижая его устойчивость к последующему фазовому превращению в бейнитной области, температура завершения горячей пластической деформации определяет соотношение бейнита различных морфологий, а изменение температуры конца и скорости ускоренного охлаждения позволяет изменять соотношение (феррита, гранулярного и реечного бейнита) и

размер структурных составляющих (зерен феррита и пакетно-блочной структуры бейнита).

**Практическая ценность и внедрение результатов работы:**

Разработаны научно-технологические основы изготовления листового проката толщиной 5-15 мм из высокопрочной хладостойкой стали с пределом текучести 460-690 МПа на непрерывных станах горячей прокатки с реверсивной и непрерывной клетями.

Разработаны методические указания для имитационного моделирования технологического процесса изготовления листового проката на непрерывном стане горячей прокатки.

Опробовано с положительными результатами изготовление листового проката из стали высокой прочности (с гарантированным пределом текучести 460, 500, 550, 620 и 690 МПа) толщиной 5-7 мм на лабораторных станах горячей прокатки путем имитационного моделирования технологического процесса непрерывной прокатки, а также толщиной 8-15 мм с гарантированным пределом текучести 690 МПа в промышленных условиях на реверсивном стане горячей прокатки.

**В первой главе** представлен литературный обзор, в котором на основании опубликованных данных проведен анализ российских и зарубежных производителей листового проката толщиной от 5 до 15 мм класса прочности 460 МПа и выше. Рассмотрено современное оборудование для производства листового проката небольших толщин, а также методы борьбы с дефектами формы рулонного проката. Выполнен анализ российского и зарубежного опыта производства сталей класса прочности от 460 до 690 МПа на основании литературных данных и патентных исследований. Проведен анализ влияния технологических параметров на структуру и свойства листового проката. Результаты выполненного анализа послужили основанием для постановки цели работы и задач исследования.

**Во второй главе** приведены методики проведения структурных исследований, изучения фазовых превращений, динамической рекристаллизации, а также механических испытаний лабораторных образцов листового проката.

**В третьей главе** разработаны требования к листовому прокату толщиной 5-15 мм разного уровня прочности. Изучены фазовые превращения и процессы

структурообразования при варьировании ключевых технологических параметров (при имитационном моделировании однократной горячей пластической деформации на dilatометре с возможностью сжатия).

**В четвертой главе** изложены результаты имитационного моделирования на пластометре «Gleeble 3800» полного цикла производства листового проката толщиной от 5 до 15 мм, соответствующего термомеханической обработке на непрерывном стане горячей прокатки.

**В пятой главе** представлены результаты изготовления опытных образцов листового проката на лабораторных станах «Дуо-600» и «Кварто-800», а также в промышленных условиях и результаты определения механических свойств, технологичности и оценка характеристик работоспособности. Представлены рекомендации для адаптации технологических режимов к промышленному производству листового проката.

Основные результаты работы докладывались и обсуждались на 6 научных конференциях: VIII и X Всероссийском молодежном научном форуме «Open Science», 2021 и 2023 г., НИЦ «Курчатовский институт» – ПИЯФ, Гатчина; XIX, XX и XXII Конференциях молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии», 2022, 2023 и 2025 г., НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург; Конференции «Корабельная наука» в СПбГМТУ, 2022 г., Санкт-Петербург.

Основное содержание работы опубликовано в 9 печатных работах, в том числе в 3 изданиях, рекомендованных перечнем ВАК:

1. **Кондратьев Н.А.** Зависимость микроструктуры и механических свойств листового проката из хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 420 МПа от режима термомеханической обработки / Князюк Т.В., Мотовилина Г.Д., Новоскольцев Н.С., Кондратьев Н.А.// **Вопросы материаловедения**, № 2(110). 2022. – С. 5-14.

2. **Кондратьев Н.А.** Выбор параметров высокоскоростной термомеханической обработки Cr-Ni-Mo стали на основании имитационного моделирования / Кондратьев Н.А., Хлусова Е.И., Анисимов Д.М., Боровская О.Д.// **Вопросы материаловедения**, № 1(117). 2024. – С. 5-19.

3. **Кондратьев Н.А.** Имитационное моделирование процессов структурообразования при производстве листового проката толщиной менее 10 мм из высокопрочной бейнитно-мартенситной стали / Кондратьев Н.А., Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Беликова Ю.А. // **Вопросы материаловедения**, № 1 (125). – 2026. – С. 10-24.

4. **Kondratiev N.A.** Simulation of rolling and analysis of structure and properties of F420W cold-resistant steel for manufacture of wind turbine towers / Knyazyuk T.V., Motovilina G.D., Novoskoltsev N.S., Kondratiev N.A. // **Key Engineering Materials**, February. – 2022. – p. 403-410.

5. **Кондратьев Н.А.** Разработка технологий производства листового проката из высокопрочной хладостойкой стали / Кондратьев Н.А., Князюк Т.И., Новоскольцев Н.С. // Сборник тезисов VIII Всероссийского молодежного научного форума «Open Science 2021». – Санкт-Петербург. – 2021.

6. **Кондратьев Н.А.** Исследование структуры и свойств хладостойкого листового проката класса прочности 420 мпа в толщинах 5-100 мм / Никитина В.Р., Сыч О.В., Кондратьев Н.А. // Сборник тезисов XIX конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии». – 2022. – Санкт-Петербург.

7. **Кондратьев Н.А.** Влияние микролегирования и условий горячей деформации на структуру бейнитной стали при имитации охлаждения листов небольших толщин / Кондратьев Н.А. // Сборник тезисов XX конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии». – 2023. – Санкт-Петербург.

8. **Кондратьев Н.А.** Взаимосвязь микроструктуры и механических свойств листового проката из хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 420 МПа с термомеханическими параметрами термомеханической обработки / Кондратьев Н.А. // Двадцать шестая Санкт-Петербургская Ассамблея молодых ученых и специалистов: Сборник тезисов – СПб.: Изд-во СПбГУПТД, 2023. – 234 с.

9. **Кондратьев Н.А.** Разработка научно-обоснованных решений для создания технологии изготовления листового проката толщиной 5-9 мм из высокопрочной хладостойкой стали / Кондратьев Н.А. // Сборник тезисов XXII

конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии». – 2025. – Санкт-Петербург.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация объемом 226 страниц состоит из введения, 5 глав и выводов. Работа содержит 104 рисунка, 42 таблицы, список использованных источников, включающий 186 наименований и 2 приложения.

## **ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ В ОБЛАСТИ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ТОЛЩИНОЙ ОТ 5 ДО 15 ММ УРОВНЯ ПРОЧНОСТИ СВЫШЕ 460 МПа**

Листовой прокат в диапазоне толщин от 5 до 15 мм является незаменимым материалом в различных конструкциях. Его применение в судостроении, машиностроении, краностроении, строительстве свидетельствует о его универсальности, в том числе для сложных условий эксплуатации. Благодаря своим преимуществам и доступности листы в этом диапазоне толщин остаются важным материалом для инженеров и строителей на протяжении многих лет. В связи с освоением северных и арктических регионов РФ, увеличением грузоподъемности судов, подъемно-навесного оборудования, дорожно-строительной техники актуальной является потребность в хладостойком высокопрочном листовом прокате толщиной от 5 до 15 мм.

### **1.1 Обзор существующих марок стали уровня прочности 460 МПа и выше**

#### **1.1.1 Отечественные и зарубежные марки стали, поставляемые толщиной от 5 до 15 мм**

К началу 2020-х годов на российском рынке была возможность приобретения листового проката следующих высокопрочных марок стали, таблица 1.1.1.

В зарубежных странах основными стандартами на поставку указанных марок стали в ЕС являются EN 10149-2, EN 10025-6 и EN 10028-6, таблица 1.1.1. При этом диапазон прочностных характеристик варьируется в интервале от 460 до 900 МПа, что говорит о более широких возможностях строительства сварных конструкций по сравнению с российскими предприятиями. Следует отметить, что хладостойкость сталей зарубежного производства нормируется по характеристике работы удара (KV), а температура испытания на ударный изгиб находится в диапазоне от минус 20 до минус 60 °С.

Таблица 1.1.1 – Механические свойства листового проката, поставляемого российскими и зарубежными металлургическими комбинатами [1-25]

Марка стали	Толщ., мм	Предел тек., МПа	Врем. сопр., МПа	Отн. удл., %	Работа удара/ Ударная вязкость	Производитель
Российские стали						
S500MC	3,0-5,0	500	550-700	14	–	ПАО «НЛМК»
S550MC	4,0-5,0	550	600-760	14	–	
Quard 700	4,0-64,0	700	780-930	14	KCV <sup>-40</sup> = 27 Дж/см <sup>2</sup>	
Powerform 460	3,0-12,0	460	520-670	17	KCV <sup>-40</sup> = 37,5 Дж/см <sup>2</sup>	ПАО «Северсталь»
Powerform 500	4,0-12,0	500	550-700	14	KCV <sup>-40</sup> = 50 Дж/см <sup>2</sup>	
Powerform 550	4,0-10,0	550	600-760	14	KCV <sup>-40</sup> = 50 Дж/см <sup>2</sup>	
Powerform 600	4,0-6,0	600	650-800	13	KCV <sup>-40</sup> = 37,5 Дж/см <sup>2</sup>	
Powerform 650		650	700-860	12	KCV <sup>-40</sup> = 37,5 Дж/см <sup>2</sup>	
Powerform 700		700	750-930	12	KCV <sup>-40</sup> = 37,5 Дж/см <sup>2</sup>	
Magstrong S460MC	3,0-14,0	460	520-670	17	KCV <sup>-40</sup> = 38 Дж/см <sup>2</sup>	ПАО «ММК»
Magstrong S500MC		500-690	570-690	22	KCV <sup>-40</sup> = 40 Дж/см <sup>2</sup>	
Magstrong S550MC		550-670	600-720	20	KCV <sup>-40</sup> = 40 Дж/см <sup>2</sup>	
Magstrong S600MC		600-720	650-770	18	KCV <sup>-40</sup> = 40 Дж/см <sup>2</sup>	
Magstrong S700MC		700-820	750-950	17	KCV <sup>-40</sup> = 40 Дж/см <sup>2</sup>	
Magstrong S900MC		900	930-1200	8	KCV <sup>-40</sup> = 40 Дж/см <sup>2</sup>	

Продолжение табл. 1.1.1

Марка стали	Толщ., мм	Предел тек., МПа	Врем. сопр., МПа	Отн. удл., %	Работа удара/ Ударная вязкость	Производитель
		min значения				
Российские стали						
20Х	4,0-30,0	635	780	11	$KCU^{+20} = 59 \text{ Дж/см}^2$	ЗАО «ВМЗ «Красный октябрь»
30Х		685	880	12	$KCU^{+20} = 69 \text{ Дж/см}^2$	
12ХН3А		685	930	11	$KCU^{+20} = 88 \text{ Дж/см}^2$	
18ХГ		735	880	10	–	
40Х		785	980	11	$KCU^{+20} = 69 \text{ Дж/см}^2$	
Зарубежные стали						
SSAB Domex 460MC B	2,0-13,0	460	520-670	19	–	SSAB (Швеция)
SSAB Domex 460MC D		460	520-670	19	$KV^{-20} = 40 \text{ Дж}$	
SSAB Domex 460MC E		460	520-670	19	$KV^{-40} = 27 \text{ Дж}$	
SSAB Domex 500MC D	2,0-10,0	500	550-700	18	$KV^{-20} = 40 \text{ Дж}$	
SSAB Domex 500MC E		500	550-700	18	$KV^{-40} = 27 \text{ Дж}$	
SSAB Domex 500MC Plus		500	550-700	18	$KV^{-60} = 40 \text{ Дж}$	
SSAB Laser 500MC Plus		500	550-700	14	$KV^{-60} = 40 \text{ Дж}$	
SSAB Domex 550MC D		550	600-760	17	$KV^{-20} = 40 \text{ Дж}$	
SSAB Domex 550MC E		550	600-760	17	$KV^{-40} = 27 \text{ Дж}$	
Strenx 600MC D		600	650-820	16	$KV^{-20} = 40 \text{ Дж}$	

Продолжение табл. 1.1.1

Марка стали	Толщ., мм	Предел тек., МПа	Врем. сопр., МПа	Отн. удл., %	Работа удара/ Ударная вязкость	Производитель
Strenx 600MCE	2,0-10,0	600	650-820	16	KV <sup>-40</sup> = 27 Дж	SSAB (Швеция)
Strenx 650MC D		650	700-850	14	KV <sup>-20</sup> = 40 Дж	
Strenx 650MC E		650	700-850	14	KV <sup>-40</sup> = 27 Дж	
Strenx 700MC D		700	750-950	12	KV <sup>-20</sup> = 40 Дж	
Strenx 700 HR W	3,0-6,1	700	750-950	12	KV <sup>-20</sup> = 40 Дж	
Strenx 700MC E	2,0-10,0	700	750-950	12	KV <sup>-40</sup> = 27 Дж	
Strenx 700 OME	4,0-130,0	700	780-930	14	KV <sup>-40</sup> = 69 Дж	
Strenx 700 E	4,0-53,0	700	780-930	14	KV <sup>-40</sup> = 69 Дж	
Strenx 700 F	4,0-53,0	700	780-930	14	KV <sup>-60</sup> = 27 Дж	
Strenx 700MC Plus	3,0-6,1	700	750-950	13	KV <sup>-60</sup> = 40 Дж	
Strenx 900MC	3,0-10,0	900	930-1200	8	KV <sup>-40</sup> = 27 Дж	
Strenx 900 Plus	3,0-8,0	900	940-1100	11	KV <sup>-40</sup> = 27 Дж	
Strenx 900 E	4,0-53,0	900	940-1100	12	KV <sup>-40</sup> = 27 Дж	
Strenx 900 F		900	940-1100	12	KV <sup>-60</sup> = 27 Дж	
BS600MCJ4	2,5-16,0	600-670	680-780	15	KV <sup>-40</sup> = 27 Дж	Baoshan Iron and Steel Co. (Китай)
BS600MC		640-720	700-790	12	–	
BS700MCK2	2,5-14,0	700-860	780-920	15	KV <sup>-20</sup> = 40 Дж	
BS700MC		680-810	750-880	12	–	
S600MC	5,0-10,0	600	650-820	13	KV <sup>-20</sup> = 40 Дж	U.S. Steel Kosice. s.r.o. (Словакия)
S650MC		650	700-880	12	KV <sup>-20</sup> = 40 Дж	
KODUR 650MC		650	700-900	12	KV <sup>-20</sup> = 40 Дж	

Продолжение табл. 1.1.1

Марка стали	Толщ., мм	Предел тек., МПа	Врем. сопр., МПа	Отн. удл., %	Работа удара/ Ударная вязкость	Производитель
		min значения				
S700MC	5,0-10,0	700	750-900	12	KV <sup>-20</sup> = 40 Дж	U.S. Steel Kosice. s.r.o. (Словакия)
KODUR 700MC		700	750-950	12	KV <sup>-20</sup> = 40 Дж	
Примечание: S – конструкционная сталь; MC – сталь термомеханически упрочненная, с повышенной пластичностью в холодном состоянии; D, E, F – класс хладостойкости стали (минус 20, минус 40 и минус 60 °С соответственно); МСК2 – гарантированное значение работы удара при минус 20 °С; МСJ4 – гарантированное значение работы удара при минус 40 °С.						

В России освоено как производство стали, близкой по характеристикам к стали, поставляемой по EN 10149-2 и EN 10025-6 (типа Powerform на ПАО «Северсталь», Magstrong на ПАО «ММК» и Quard на ПАО «НЛМК»), так и оригинальных отечественных - хромистой и хромоникелевой композиций легирования (ЗАО «ВМЗ «Красный октябрь»), поставляемых по ГОСТ 1577 и ГОСТ 4543. При этом диапазон прочностных характеристик листового проката толщиной от 5,0 до 7,5 мм, производство которого освоено на российских предприятиях, варьируется от 460 до 785 МПа. Следует отметить, что лишь у немногих марок стали российского производства (Powerform, Magstrong и Quard) ударная вязкость нормируется при температуре минус 40 °С, для остальных марок эта характеристика либо не регламентируется, либо определяется при температуре плюс 20 °С. С повышением прочности нормируемые значения относительного сужения снижаются.

Так как различного рода сварные конструкции испытывают динамические нагрузки, то при выборе материала конструктора обычно учитывают показатели ударной вязкости, особенно если металлоконструкция ответственного назначения. Известно, что в сварных конструкциях всегда присутствуют концентраторы напряжений, вблизи которых локально повышены напряжения. Концентраторы бывают разной формы: как технологические (поры, раковины, горячие и холодные трещины, непровар и др.), так и конструктивные (отверстия, выточки, галтели,

резьба, места изменения толщины и др.), и чаще всего разрушение начинаются именно в этих местах [26-28]. Поэтому по ГОСТ 9454-78 существуют три варианта формы надреза ударных образцов, при которых напряженно-деформированное состояние разное. Так, в работе [27] рассматривается влияние формы концентратора напряжений на склонность к хрупкому разрушению стали марки 38Х2Н2МА, рисунок 1.1.1.

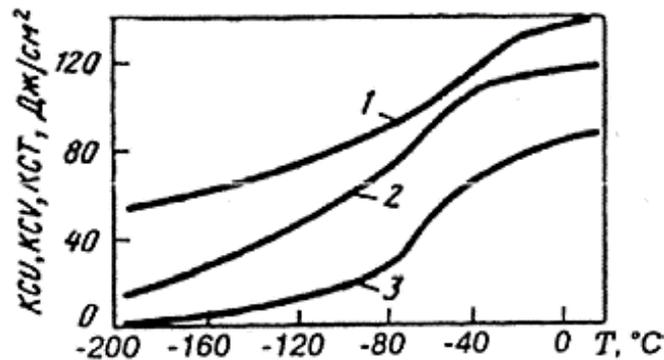


Рисунок 1.1.1 – Зависимость ударной вязкости от температуры стали марки 38Х2Н2МА: 1, 2, 3 – ударные образцы типа 1, 11 и 15 соответственно по ГОСТ 9454-78 [27]

Авторы работы [29] утверждают, что если нагруженная конструкция способна запастись большой энергией упругой деформации, то более опасными могут оказаться тупые концентраторы. Более острый концентратор может вязко подрастать на ранних стадиях деформирования, что способствует снятию пика напряжений. При этом затрачиваемая работа деформации компенсирует приращение энергии упругой деформации, и условия нестабильного разрушения не достигаются. Из этого можно сделать вывод, что образец на ударный изгиб с V-образным надрезом испытывается при более жестких условиях, чем образец с U-образным надрезом. Поэтому материал, испытанный на образцах Шарпи, используют в более ответственных конструкциях.

В настоящее время для таких конструкций как корпуса судов, стрел грузоподъемных кранов, траверсов и др. повышается спрос на листовый прокат шириной от 1500 до 1700 мм, длиной до 12000 мм небольших толщин, изготовленный из высокопрочных марок стали. Сортамент поставляемого широкополосного листового проката сталей уровня прочности выше 460 МПа представлен в таблице 1.1.2.

Таблица 1.1.2 – Сортамент листового проката, поставляемого российскими и зарубежными металлургическими комбинатами [1-25]

Марка стали	Состояние поставки	Толщина, мм	Ширина, мм	Длина, мм	Производитель
Российские предприятия					
S500MC	ТМО	3,0-5,0	900-1350	–	ПАО «НЛМК»
S550MC		4,0-5,0	900-1100	–	
Quard 700	З+О	4,0-64,0	1500-3100	–	
Powerform 460	ТМО	3,0-12,0	900-1500	2000-12000	ПАО «Северсталь»
Powerform 500		4,0-12,0			
Powerform 550		4,0-10,0			
Powerform 600, 650, 700		4,0-6,0	900-1300		
		6,0-9,0	900-1400		
	9,0-10,0	900-1500			
Magstrong S460MC, S500MC, S550MC, S600MC, S700MC, S900MC	ТМО	5-12	1000-1500	3000-12000	ПАО «ММК»
20X, 30X, 40X, 12XH3A, 18XГ	З+О	4-20	1000-1500	3000-6000	ЗАО «ВМЗ «Красный октябрь»
Зарубежные предприятия					
SSAB Domex 460MC B/D/E	ТМО	2-13	≤1800	≤16000	SSAB (Швеция)
SSAB Domex 500MC D/E	ТМО	2-13	≤1800	≤16000	
SSAB Domex 500MC Plus	ТМО	3-8	≤1800	≤16000	
SSAB Laser 500MC Plus	ТМО	3-8	1000-1800	1000-16000	
SSAB Domex 550MC D/E	ТМО	2-12,8	≤1640	≤16000	
Strenx 600MC D/E	ТМО	2-10	760-1600	1500-16000	

Продолжение табл. 1.1.2

Марка стали	Состояние поставки	Толщина, мм	Ширина, мм	Длина, мм	Производитель
Strenx 650MC D/E	ТМО	2-10	760-1600	1500-16000	SSAB (Швеция)
Strenx 700 E/F	3+O	4-53	1000-3350	3700-14630	
Strenx 700MC D/E	ТМО	2-10	760-1600	до 16000	
Strenx 700MC Plus	ТМО	3-12	870-1600	1500-12300	
Strenx 700 HR W	ТМО	3-6,1	870-1550	1500-12600	
Strenx 700 OME	3+O	4-130	1000-3350	3700-14630	
Strenx P700	3+O	4-50	1000-3000	3700-14630	
Strenx 900MC	ТМО	3,0-10,0	≤1600	≤13000	
Strenx 900 Plus	3+O	2,0-8,0	≤1600	≤16000	
Strenx 900 E/F	3+O	4,0-53,0	≤3350	≤14630	
BS600MCJ4, BS600MC	ТМО	2,5-16	850-1750	2000-12000	
BS700MCK2, BS700MC	ТМО	2,5-14	850-1600	2000-12000	
S600MC, S650MC, KODUR 650MC, S700MC, KODUR 700MC	ТМО	5,0-10,0	≤1300	–	U.S. Steel Kosice. s.r.o. (Словакия)
Примечание: ТМО – термомеханическая обработка; 3+O – закалка с дальнейшим отпуском.					

Листовой прокат отечественных и зарубежных металлургических комбинатов в диапазоне толщин 8-130 мм поставляется с реверсивных станов горячей прокатки, и его ширина может составлять до 4650 мм, листовой прокат толщиной от 2 до 20 (25) мм – с непрерывных станов горячей прокатки с шириной от 700 до 2300 мм.

Из анализа таблицы 1.1.2 следует, что листовой прокат толщиной от 5 до 15 мм преимущественно изготавливается шириной до 1500-1600 мм. Для стали марок Quard 700, Strenx 700 E/F, Strenx 700 OME и Strenx P700 возможна поставка в более широком диапазоне толщин, однако технология закалки с последующим отпуском (З+О) существенно увеличивает стоимость изготовления листового проката. Для стали марок BS600MCJ4 и BS600MC (производства китайской компании Baoshan Iron and Steel Co.) наблюдается широкий сортамент листового проката как по толщине (от 2,5 до 16,0 мм), так и по ширине (от 850 до 1750 мм). Однако в связи с тем, что данные марки являются продуктом импортного производства, в настоящее время их стоимость по сравнению с российскими аналогами будет выше, либо поставки ограничены. Поэтому с целью импортозамещения появляется потребность в производстве листового проката толщиной от 5 до 15 мм и шириной от 1500 до 1700 мм из стали высокой прочности (предел текучести более 460 МПа) и хладостойкости (работа удара от минус 40 °С) на российских предприятиях.

Химический состав стали российского и зарубежного производства представлен в таблице 1.1.3.

Таблица 1.1.3 – Химический состав сталей российского и зарубежного производства [1-25]

Марка стали	t, мм	C, max	Si, max	Mn, max	P, max	S, max	Cr, max	Cu, max	Ni, max	Mo, max	B, max	Al, min	Nb, max	V, max	Ti, max
		масс. %													
Российские предприятия															
S500MC <sup>2)</sup>	3,0-5,0	0,12	0,50	1,70	0,025	0,015	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,02	0,15
S550MC	4,0-5,0	0,12	0,50	1,80	0,025	0,015	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,02	0,15
Quard 700 <sup>1)</sup>	4,0-64,0	0,20	0,60	1,50	0,020	0,010	0,60	–	1,00	0,50	0,005	0,015	–	0,07	0,4
Powerform 460	2,0-12,0	0,12	0,50	1,60	0,015	0,01	–	–	–	0,50	0,005	0,02	0,09	0,02	0,15
Powerform 500	1,8-12,0	0,12	0,50	1,70	0,015	0,01	–	–	–	0,50	0,005	0,02	0,09	0,02	0,15
Powerform 550	2,0-10,0	0,12	0,50	1,80	0,015	0,01	–	–	–	0,50	0,005	0,02	0,09	0,02	0,15
Powerform 600	4,0-10,0	0,12	0,50	1,90	0,015	0,01	–	–	–	0,50	0,005	0,02-0,05	0,09	0,20	0,22

Продолжение табл. 1.1.3

Марка стали	t, мм	C, max	Si, max	Mn, max	P, max	S, max	Cr, max	Cu, max	Ni, max	Mo, max	B, max	Al, min	Nb, max	V, max	Ti, max
Powerform 650	4,0-10,0	0,12	0,50	2,00	0,015	0,01	–	–	–	0,50	0,005	0,02-0,05	0,09	0,20	0,22
Powerform 700	4,0-10,0	0,12	0,60	2,10	0,015	0,01	–	–	–	0,50	0,005	0,02-0,05	0,09	0,20	0,22
Magstrong S460MC	3,0-14,0	0,12	0,25	1,60	0,025	0,01	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,20	0,15
Magstrong S500MC		0,12	0,25	1,70	0,025	0,01	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,20	0,15
Magstrong S550MC		0,12	0,25	1,80	0,025	0,01	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,20	0,15
Magstrong S600MC		0,12	0,25	1,90	0,025	0,01	–	–	–	0,50	0,005	0,015	0,09	0,20	0,15
Magstrong S700MC		0,12	0,25	2,10	0,025	0,01	–	–	–	0,50	0,005	0,015	0,09	0,20	0,15
Magstrong S900MC		0,20	0,60	2,20	0,025	0,01	–	–	–	1,00	0,005	0,015	0,09	0,20	2,50
20X	4,0-30,0	0,23	0,37	0,80	–	–	1,00	–	–	–	–	–	–	–	–
30X		0,32	0,37	0,80	–	–	1,10	–	–	–	–	–	–	–	–
12XH3A		0,16	0,37	0,60	–	–	0,90	–	3,15	–	–	–	–	–	–
18XГ		0,21	0,37	1,20	–	–	1,20	–	–	–	–	–	–	–	–
40X		0,44	0,37	0,80	–	–	1,10	–	–	–	–	–	–	–	–
<b>Зарубежные предприятия</b>															
SSAB Domex 460MC B/D/E <sup>2)</sup>	2,0-13,0	0,10	0,03	1,50	0,025	0,010	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,20	0,15
SSAB Domex 500MC D/E		0,10	0,21	1,60	0,025	0,010	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,02	0,15
SSAB Domex 500MC Plus <sup>2)</sup>	3,0-8,0	0,10	0,21	1,60	0,025	0,010	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,02	0,15
SSAB Laser 500MC Plus		0,12	0,03	1,70	0,025	0,015	–	–	–	–	–	0,015	–	–	–
SSAB Domex 550MC D/E	2,0-12,8	0,12	0,21	1,80	0,025	0,010	–	–	–	–	–	0,015	–	–	–
Strenx 600MC E/D	2,0-10,0	0,12	0,21	1,90	0,025	0,01	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,20	0,15
Strenx 650MC E		0,12	0,21	2,00	0,025	0,01	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,20	0,15
Strenx 700 HR W	3,0-6,1	0,12	0,60	2,10	0,015	0,01	1,25	0,50	–	–	–	0,03	–	–	0,15
Strenx 700MC D /E	2,0-10,0	0,12	0,21	2,10	0,02	0,01	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,20	0,15
Strenx 700 OME	4,0-130,0	0,20	0,55	1,60	0,015	0,003	0,80	0,30	2,00	0,70	0,005	–	–	–	–
Strenx 700 E/ F	4,0-53,0	0,20	0,60	1,60	0,020	0,010	0,80	0,30	2,00	0,70	0,005	–	–	–	–
Strenx 700MC Plus	3-12	0,12	0,25	2,10	0,02	0,01	–	–	–	–	–	0,015	0,09	0,20	0,15

Продолжение табл. 1.1.3

Марка стали	t, мм	C, max	Si, max	Mn, max	P, max	S, max	Cr, max	Cu, max	Ni, max	Mo, max	B, max	Al, min	Nb, max	V, max	Ti, max
Strenx 900MC <sup>2)</sup>	3,0-10,0	0,10	0,25	1,30	0,02	0,01	–	–	–	–	–	0,015	0,05	0,05	0,07
Strenx 900 Plus	2,0-8,0	0,18	0,50	1,70	0,02	0,01	–	–	–	–	–	0,018	–	–	–
Strenx 900 E/ F	4,0-53,0	0,20	0,50	1,60	0,020	0,010	0,80	0,30	2,00	0,70	0,005	–	–	–	–
BS600MCJ4, BS600MC <sup>3)</sup>	2,5-16	0,12	0,50	2,00	0,015	0,005	–	–	–	–	0,005	0,015	–	–	–
BS700MCK2 <sup>3)</sup>	2,5-14	0,12	0,60	2,10	0,025	0,01	–	–	–	–	0,005	0,015	–	–	–
BS700MC <sup>3)</sup>		0,12	0,60	2,10	0,025	0,015	–	–	–	–	0,005	0,015	–	–	–
S600MC <sup>2)</sup>	5,0-10,0	0,12	0,50	1,90	0,025	0,015	–	–	–	0,50	0,005	0,015	0,09	0,20	0,22
S650MC <sup>2)</sup>		0,12	0,60	2,00	0,025	0,015	–	–	–	0,50	0,005	0,015	0,09	0,20	0,22
KODUR 650MC <sup>2)</sup>		0,12	0,60	2,00	0,025	0,01	–	–	–	0,50	0,005	0,015	0,09	–	0,16
S700MC <sup>2)</sup>		0,12	0,60	2,10	0,025	0,015	–	–	–	0,50	0,005	0,015	0,09	0,20	0,22
KODUR 700MC <sup>2)</sup>		0,12	0,60	2,10	0,025	0,01	–	–	–	0,50	0,005	0,015	0,09	0,20	0,16
1) $N \leq 0,014$ ; 2) Суммарная доля V+Nb+Ti должна составлять не более 0,22 %; 3) Могут быть добавлены Nb, V, Ti, Cr и Mo.															

Для изготовления листового проката небольших толщин российские предприятия используют стали марганцево-молибденовой композиции легирования с микролегирующими добавками ниобия, ванадия, титана и бора, а зарубежные – преимущественно стали марганцевой композиции легирования с микролегирующими добавками ниобия, ванадия, титана (стали марок Strenx 600MC E, Strenx 650MC E, Strenx 700MC E и Strenx 700MC Plus) и бора (стали марок BS600MCJ4 и BS700MCK2). Для стали марки Strenx 700HRW применяют хроммарганецмедную композицию легирования.

Как известно [30-33], углерод, являющийся элементом внедрения, уменьшает подвижность дислокаций и, как следствие, повышает прочность стали. Однако в связи с тем, что углерод увеличивает долю ковалентной связи [34-36], то с повышением его содержания в стали понижается способность сопротивляться хрупким разрушениям [33].

Повышение содержания углерода оказывает сильное влияние на ухудшение свариваемости стали. Под свариваемостью понимается способность стали

подвергаться воздействию термического цикла сварки без существенного ухудшения механических свойств и без образования трещин [37], которая косвенно оценивается по формуле [38]:

$$C_3 = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{15}, \quad (1.1.1)$$

где  $C_3$  – углеродный эквивалент, характеризующий сопротивляемость сварного соединения образованию холодных трещин, а C, Mn, Cr, Mo, V, Ni и Cu – углерод, марганец, хром, ванадий, никель и медь – элементы, содержащиеся в стали, % по массе.

Параметр трещиностойкости при сварке также определяется по формуле [38]:

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cr}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B, \quad (1.1.2)$$

где C, Mn, Cr, Mo, V, Ni, Si, Si – фактические массовые доли элементов по ковшевой пробе, соответственно углерода, марганца, хрома, молибдена, ванадия, никеля, меди и кремния в стали, %.

Значения  $C_3$  и  $P_{cm}$  оценивают совместное влияние в стали углерода и других элементов на свариваемость и образование холодных трещин.

С повышением содержания углерода увеличивается закаливаемость стали в околошовной зоне, которая проявляется в росте твердости, и связанная с этим опасность появления холодных трещин в сварных соединениях [33]. Поэтому для хладостойких сталей, применяемых в арктических условиях, содержание углерода ограничивают до 0,10-0,12 %, а количество легирующих элементов понижают до минимума. Однако для получения высокой прочности сталь легируют марганцем, хромом, никелем и молибденом. При взаимодействии углерода с марганцем существенно ухудшается хладостойкость из-за образования малопластичного (двойникового) мартенсита в хромоникельмолибденовых сталях.

В работе [33] установлено, что для листового проката, изготавливаемого термомеханической обработкой, целесообразно ограничение содержания углерода до 0,05–0,07 % для марганцевых и марганцево-никелевых сталей и до 0,07–0,10 % для хромоникельмолибденовых сталей.

Кремний как элемент замещения сильно искажает кристаллическую решетку  $\alpha$ -железа и тем самым оказывает сопротивление движению дислокаций, повышая

твердость и прочность стали [33]. В работе [39] установлено, что при увеличении содержания массовой доли Si на 1,0 % повышается предел текучести на 85 МПа. При этом при увеличении содержания кремния более 0,6 % наблюдается повышение температуры вязко-хрупкого перехода [40]. На свариваемость кремний до 0,3 % практически не оказывает существенного влияния, однако при его содержании от 0,8 до 1,5 % процесс сварки затрудняется в связи с повышением жидкотекучести стали и образовании тугоплавких химических соединений [41].

В низкоуглеродистых сталях (от 0,05 до 0,10 % C) рекомендуется содержание марганца не более 1,8 %. Считается, что при содержании до 1,5-2% марганец не оказывает существенного влияния на свариваемость. При повышенном содержании Mn (свыше 2%), механические свойства стали (прочность, твёрдость, склонность к закалке) возрастают, а это приводит к риску образования холодных трещин при сварке [41].

Хром увеличивает коррозионную стойкость в ряде сред, повышает прокаливаемость и прочность нормализованных сталей пропорционально логарифму его содержания [42]. Для обеспечения хорошей свариваемости содержание хрома стоит ограничивать до 1 % [33]. Неблагоприятное влияние больших количеств хрома (более 1%) обусловлено формированием тугоплавких оксидов  $Cr_2O_3$  и образованием в зоне термического влияния крупных карбидов хрома  $Cr_{23}C_6$ , снижающих ударную вязкость [48]. При меньшем содержании хрома образуются дисперсные карбиды  $Cr_7C_3$ , упрочняющие сталь.

Положительное влияние никеля на повышение пластичности и сопротивляемости хрупкому разрушению стали известно давно. Никель усиливает долю металлической связи в кристаллической решетке. Не снижая электронной концентрации при переходе в твердый раствор железа, никель заменяет ковалентные жесткие обменные связи металлическими, что, по-видимому, обуславливает его известное влияние как элемента, повышающего сопротивление хрупким разрушениям [33]. Также влияние никеля определяется еще и тем, что он ослабляет взаимодействие дислокаций с атомами внедрения и сопротивление кристаллической решетки движению свободных дислокаций, приводя к повышению пластичности и трещиностойкости стали [35]. Введение 1 % Ni снижает порог хладноломкости примерно на 20 К [43].

Снижение порога хладноломкости при легировании никелем особенно эффективно в сочетании с молибденом. Дальнейшее увеличение концентрации Mo в феррите повышает прочность и одновременно тормозит релаксацию напряжений и снижает сопротивляемость хрупкому разрушению [44]. Также молибден [45]:

- эффективно повышает устойчивость переохлажденного аустенита, препятствуя выделению полигонального феррита и перлита, что благоприятствует образованию бейнита, островков мартенсита и остаточного аустенита;

- способствует выделению частиц MeC в аустените и феррите, сдерживая их разупрочнение после горячей деформации.

Влияние меди аналогично влиянию никеля, учитывая ее способность образовывать металлическую связь. Однако медь при содержании более 1,5-2% может приводить к выделению упрочняющих частиц  $\epsilon$ -меди. Растворимость меди в феррите небольшая, однако с повышением содержания никеля она увеличивается [33, 46]. Неблагоприятное влияние меди связано с появлением красноломкости.

В качестве микролегирующих добавок, как правило, используют ванадий, ниобий и титан. Основная их функция – сдерживать рост зерна. Для измельчения зерна аустенита и феррита в процессе нагрева под прокатку или термическую обработку ниобий является наиболее эффективным микролегирующим элементом. Кроме того, ниобий имеет максимальный эффект торможения рекристаллизации аустенита при термомеханической прокатке, которая приводит к такому измельчению зерна, которое не может быть достигнуто никаким процессом термической обработки [47-51]. Другие полезные эффекты влияния ниобия: снижение температуры  $\alpha \rightarrow \gamma$  –превращения за счет твердорастворного эффекта и дисперсионное упрочнение карбонитридами [52].

Ниобий эффективен с точки зрения всех процессов структурообразования, в то время как ванадий, например, оказывает слабое влияние на рост зерна и кинетику рекристаллизации аустенита, поэтому ванадий целесообразно использовать только в комплексе с другими микродобавками для дисперсионного упрочнения [51]. Эффект упрочнения при введении 0,01% ниобия примерно в два раза выше, чем ванадия. Упрочнение при микролегировании ниобием сопровождается повышением хладостойкости стали, чего не наблюдается при введении в сталь ванадия [38].

Контроль размера зерна аустенита при нагреве под горячую прокатку помогает осуществлять титан, который формирует нитриды, стабильные при высоких температурах в аустенитной области, а также при сварке, особенно в зоне термического влияния (при малых добавках порядка 0,01–0,02%) [51].

Также следует отметить, что ванадий и титан способствуют вторичному твердению [52]. Эффект вторичного твердения зависит от наличия титана и больше всего проявляется при содержании его в пределах от 0,1 до 0,3%, а наибольший результат наблюдается в диапазоне от 0,21 до 0,24 %. При этом образование нитридов титана в структуре металла способствует снижению ударной вязкости вследствие повышения концентрации напряжений вблизи частиц [28]. Для ванадия максимальное вторичное твердение отмечается при 0,4 % его содержания или при соотношении ванадия к углероду 3 к 1, что связано со степенью несоответствия решеток карбида  $V_4C_3$  и феррита.

Известно, что степень и даже характер влияния загрязненности стали примесями и неметаллическими включениями на свойства могут принципиально изменяться в зависимости от уровня прочности и структуры сталей, а также от конкретной морфологии включений и формы присутствия примесей [54, 55]. С увеличением содержания серы растет количество сульфидных включений, играющих роль концентраторов напряжений, в результате чего возрастает анизотропия ударной вязкости [56]. Охрупчивающее влияние фосфора сказывается в обогащении им межзеренных границ из-за сильной ликвации, а также из-за образования концентраторов напряжений – фосфидной эвтектики. Азот, блокируя дислокации, также охрупчивает сталь. Наиболее опасным следствием наличия азота в низколегированной стали является снижение ударной вязкости, повышение порога хладноломкости, а также проявление склонности к деформационному старению, поэтому его содержание ограничивают величиной 0,008% [33]. При низком содержании азота увеличивается растворимость ниобия в аустените, что повышает предел текучести. Положительное влияние малого содержания азота в том, что он совместно с микролегирующими элементами образует карбонитриды, которые вносят дополнительный вклад в упрочнение стали [38]. Качество стали по содержанию вредных примесей (серы, фосфора), неметаллических включений и газов важное значение имеет и для обеспечения хорошей свариваемости, в том числе

при пониженных (до минус 20°C) температурах окружающего воздуха при сварке корпусных конструкций [33].

Таким образом, в России и за рубежом для изготовления листового проката уровня прочности выше 460 МПа на непрерывных станах горячей прокатки используют стали марганцевой композиции легирования с добавками хрома, никеля (до 1-3 %), меди и молибдена.

### **1.1.2 Российский опыт производства стали уровня прочности 460 МПа и выше**

Развитие отечественного производства листового проката малых толщин (от 5 до 15 мм) с высокой прочностью (от 460 до 690 МПа) является ключевым элементом технологического суверенитета России в условиях импортозамещения и роста спроса на материалы для ответственных конструкций. Российская металлургия, ориентированная на проекты арктической инфраструктуры, трубопроводных систем и судостроения активно внедряет инновационные подходы к производству горячекатаного проката, сочетающего высокие механические свойства с хладостойкостью и свариваемостью. Например, на Выксунском металлургическом заводе запущен стан 5000, предназначенный для выпуска толстолистового проката по технологии контролируемой прокатки, что позволило освоить производство сталей классов прочности K52-K60 толщиной от 10 мм, с перспективной оптимизацией для более тонких листов (до 8 мм) [57]. Однако листовый прокат толщиной от 5 до 15 мм в основном изготавливается на непрерывных станах, для которых технология прокатки принципиально отличается от реверсивных станов.

Информация о химическом составе и технологических параметрах производства листового проката на непрерывных станах горячей прокатки может быть получена из опубликованных патентов. Вся остальная информация, как правило, относится к «ноу-хау» и не публикуется в открытой печати.

Анализируя опыт производства листового проката толщиной от 5 до 15 мм на российских металлургических предприятиях, было установлено, что для обеспечения высокой прочности в основном используют марганцевые стали с

добавками хрома, никеля и молибдена, микролегированные титаном, что скорее всего связано с высокой температурой нагрева под прокатку [58-63], таблица 1.1.4.

Часто используют комплексное микролегирование титаном, ниобием и ванадием с добавками молибдена, что обусловлено меньшим содержанием никеля. Стали отличаются высокой чистотой по вредным и цветным примесям.

Таблица 1.1.4 – Химический состав сталей российского производства согласно патентам [58-63]

Патент	t, мм	масс. %													
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	N	Al	Nb	V	Ti
RU 2 292 933	6-16	0,09- 0,12	0,15- 0,30	1,55- 1,75	≤0,02	≤0,02	–	–	–	–	–	0,02- 0,05	0,02- 0,05	0,08 - 0,12	0,01 - 0,03 5
RU 2 476 278	–	0,09- 0,11	0,37- 0,65	1,25- 1,60	–	–	0,48- 0,57	–	0,02- 0,10	–	–	–	–	–	–
RU <sup>1)</sup> 2 786 281	3,3	0,07- 0,18	0,15- 0,60	0,50- 1,20	≤ 0,015	≤ 0,005	0,20- 1,00	0,30- 0,50	0,02- 0,40	0,001 - 0,350	≤0,01	0,01- 0,15	0,001 - 0,150	≤ 0,15	0,001 - 0,150
RU 2 281 818	3-5	–	–	1,45	–	–	0,75	–	–	–	–	–	–	0,11	–
RU <sup>2)</sup> 2 810 463	8	0,03- 0,10	0,05- 0,35	1,00- 1,70	≤ 0,015	≤ 0,010	≤0,50	≤0,50	≤0,50	0,01- 0,30	≤ 0,01	0,02- 0,08	≤ 0,15	≤ 0,15	0,01- 0,20
RU 2 820 583	8-10	0,09- 0,12	0,40- 0,60	0,70- 1,20	0,06- 0,08	≤ 0,003	0,60- 0,80	0,20- 0,40	0,30- 0,60	–	≤ 0,007	0,02- 0,06	–	–	0,01 - 0,03

1) Ca≤0,010; B≤0,003; O≤0,004; H≤0,001; Sn≤0,010; Pb≤0,010; Bi≤0,010.  
2) B≤0,002; Ca≤0,005.

В таблице 1.1.5 представлены механические свойства листового проката согласно патентам [58-63].

В работе [58] для получения рулонного проката уровня прочности X65 используют температуру конца прокатки: для полос толщиной 6,0-9,0 мм включительно – 830-850 °С, для полос толщиной 9,0-12,0 мм включительно – 810-830 °С и для полос толщиной 12,0-16,0 мм включительно – 790-810 °С, а температуру смотки в рулон выбирают в диапазоне 570-610 °С.

Таблица 1.1.5 – Механические свойства листового проката российского производства, получаемые при реализации технологии согласно патентам [58-63]

Патент	t, мм	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$ , МПа	Врем. сопр., $\sigma_B$ , МПа	Отн. удл., $\delta_5$ , %	Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	
					KCV	KCU
RU 2 292 933	6-16	450-600	540-760	22	$\geq 28$ (при $T_{исп}$ плюс 20 °С)	–
RU 2 476 278	–	–	450-1000	–	–	–
RU 2 786 281	3,3	555-662	727-748	16,1-20,1	–	–
RU 2 281 818	3-5	660-820	700-1000	15,0-23,0	31-34 (при $T_{исп}$ минус 60 °С)	–
RU <sup>2)</sup> 2 810 463	8	630-675	680-720	18,0-21,0	–	140-345 (при $T_{исп}$ минус 40 °С)
RU 2 820 583	8-10	780-910	940-1030	12,5-15,5	46-80 (при $T_{исп}$ минус 40 °С)	–

Как следует из [59], достижение значений временного сопротивления в диапазоне от 450 до 1000 МПа происходит за счет формирования ферритно-мартенситной структуры, которая, скорее всего, оказывает неблагоприятное влияние на показатели ударной вязкости, однако данные по вязко-пластическим свойствам не приведены. Для получения листового проката различного класса прочности подбирают технологические параметры прокатки на основе эмпирических формул. Для получения рулонного широкополосного проката с временным сопротивлением 450 МПа используют следующие технологические параметры: температуру конца прокатки в зависимости от легирования выбирают выше  $A_{r1}$  на 0...25 °С в диапазоне 850...880 °С; температуру ускоренного охлаждения - ниже критической точки  $A_{r1}$  и варьируют в диапазоне 710...730 °С; температуру смотки - в диапазоне 420...440 °С. Перед ускоренным охлаждением проводят выдержку на воздухе, что, вероятнее всего, обусловлено необходимостью завершения процессов статической рекристаллизации в стали.

Для получения рулонного широкополосного проката с временным сопротивлением 700-1000 МПа температуры понижают: температура конца

прокатки составляет 840...870 °С, температура ускоренного охлаждения - 560...620 °С, а температура смотки - 180...230 °С. В связи с тем, что в настоящее время промышленное производство нацелено на увеличение срока эксплуатации узлов стана, то использование технологии, описанной в работе [59], экономически не эффективно.

Для обеспечения значений предела текучести на уровне 555-662 МПа [60] выбрана сталь с более широким варьированием содержания легирующих и микролегирующих элементов (хрома, меди, никеля, молибдена), таблицы 1.1.4 и 1.1.5. При этом наличие в химическом составе стали добавок титана, ниобия, ванадия и алюминия позволяет нагревать сляб до температур 1180-1250 °С. Температура начала чистовой стадии прокатки варьируется в диапазоне 1000-1120°С, а конца – 800-950 °С. При этом следует отметить, что температуру смотки выбирают выше - в диапазоне 480-600 °С по сравнению с работой [59]. Испытания на ударную вязкость для листового проката толщиной 3,3 мм не проводят.

В хромомарганцеванадиевой стали [61] толщиной 3-5 мм удается обеспечить более высокие значения предела текучести, а требования по ударной вязкости после испытания при температуре минус 60°С на образцах с острым надрезом установлены на уровне 31-34 Дж/см<sup>2</sup>.

Авторы [61] утверждают, что окончательно микроструктура и механические свойства полосы формируются в последнем проходе в процессе ее горячей прокатки и при последующем ускоренном охлаждении водой. Для повышения прочностных и вязких свойств необходимо получить в горячекатаной полосе мелкозернистую изотропную структуру. Изотропная микроструктура формируется при относительном обжатии в последнем проходе со степенью 8-10% в температурном интервале 820-880°С. Для того чтобы сохранить равномерную зеренную структуру и избежать неконтролируемого роста аустенитных зерен в процессах динамической и статической рекристаллизации, окружная скорость валков должна быть в пределах 5-10 м/с. При последующем ускоренном охлаждении полос водой до температуры 510-570°С удастся частично сохранить наклепанное состояние металла и получить в хромомарганцевованадиевой стали структуру зернистого перлита, для которой в листовом прокате указанной толщины характерны высокие прочностные и вязкостные свойства.

Экспериментально также установлено [61], что при увеличении относительного обжатия в последнем проходе более 17% после охлаждения полос водой сохраняется наследственная вытянутость зерен в направлении прокатки. Это приводит к анизотропии механических свойств и ухудшению ударной вязкости. При уменьшении относительного обжатия менее 8% не достигается требуемого измельчения зерна, поэтому прочностные свойства горячекатаных полос ниже допустимого уровня.

При окружной скорости валков последней клетки стана менее 5 м/с не удается упрочнить сталь, т.к. рекристаллизация полностью завершается. При увеличении окружной скорости более 10 м/с зеренная структура сохраняет анизотропность, что ухудшает ударную вязкость горячекатаных листов [61].

В этой же работе [61] установлено, что увеличение температуры конца прокатки выше 880°C ведет к ускорению динамической рекристаллизации деформированных зерен, в результате чего снижаются прочностные свойства. Уменьшение этой температуры ниже 820°C приводит к снижению уровня и стабильности ударной вязкости. При охлаждении полос водой до температуры выше 750°C в результате протекающих фазовых превращений в рулоне идет разупрочнение стали. Температура охлаждения ниже 510°C не способствует улучшению механических свойств, а лишь требует снижения темпа прокатки и увеличивает расход охлаждающей воды.

Таким образом, в [61] установлено, что для стали хромомарганцевованадиевой композиции легирования оптимальным диапазоном температур конца прокатки являются 820-880 °C с обжатиями на последнем проходе в интервале от 8 до 17 % с окружной скоростью валков от 5 до 10 м/с. Оптимальным диапазоном температуры конца охлаждения является 510-570 °C. При этом следует отметить, что с увеличением температуры конца прокатки, степени обжатия, окружной скорости валков и температуры смотки понижаются прочностные свойства стали.

Согласно [61] изготавливают прокат узкого сортамента (от 3 до 5 мм), таблица 1.1.4, при этом следует отметить отсутствие информации по всем химическим элементам стали.

Процесс изготовления высокопрочного горячекатанного проката из комплекснолегированной небольшими добавками микролегированной низкоуглеродистой марганцевой стали согласно [62] заключается в следующем: выплавка стали в конвертере, осуществление внепечной обработки и разливки в слябы; нагрев слябов под прокатку до температуры 1150-1300°C; проведение горячей прокатки на стане 2000 при температурах начала черновой стадии 1100-1220°C, начала чистовой стадии 950-1150 °C и завершения при 800-900°C; осуществление смотки полос в рулон при температуре 550-700°C. Технологические параметры, описанные в [62], позволяют получить высокие показатели прочности и ударной вязкости, необходимые для стали категории прочности 620 МПа, однако определение показателя ударной вязкости на образце Менаже не гарантирует соответствующих значений при испытаниях на образце Шарпи. Сортамент получаемого листового проката ограничен толщиной 8 мм.

В [63] предложена технология производства горячекатаного рулонного проката из низколегированной стали, позволяющая в низкоуглеродистой марганцевой стали, легированной хромом и никелем, повысить значения предела текучести до 780-910 МПа при увеличении толщины листового проката до 10 мм при удовлетворительных значениях ударной вязкости на образцах с круглым надрезом при температуре минус 40°C. Химический состав стали подбирают в зависимости от минимального индекса коррозионной стойкости.

Технологический процесс [63] заключается в следующем: выплавка заготовок в вакуумной индукционной печи; нагрев слитков в камерной печи до температуры 1200°C; обжатия осуществляют на гидравлическом прессе (моделирование черновой стадии прокатки) и на одноклетьевом реверсивном стане горячей прокатки «Дуо-500» (моделирование чистовой стадии прокатки). Заготовки обжимали до толщины 8-10 мм при температуре конца чистовой прокатки не менее 870°C. Полученные раскаты подвергались ускоренному охлаждению до температуры 480-540°C с последующей смоткой, а затем замедленному охлаждению на воздухе (моделирование охлаждения рулона после смотки). Технология описана для лабораторных условий воспроизведения.

Также исследования в работе [64], проведенные с использованием лабораторного оборудования, аналогичному зарубежным установкам

контролируемого охлаждения, демонстрируют критическую роль температуры завершения ускоренного охлаждения в диапазоне 450-650 °С. При реализации относительно высоких температур конца ускоренного охлаждения (650 °С) формируется структура, состоящая из феррита и гранулярного бейнита, что обеспечивает минимальные значения предела текучести. Температуры в диапазоне 550-600 °С являются наиболее рациональными, обеспечивая формирование зерен игольчатого бейнита и повышение прочностных характеристик при сохранении пластичности. Снижение конца ускоренного охлаждения до 450 °С сопровождается формированием мартенситных участков, что вызывает дальнейший рост прочности ( $\sigma_B$  до 750-800 МПа) с одновременным снижением пластичности.

В работе [65] отмечается, что для достижения прочности 700 МПа необходимо выбирать температуры конца прокатки 820 °С и ускоренного охлаждения 580 °С (при скорости охлаждения 10-18 °С/с).

Таким образом, в работах для низколегированной микролегированной стали, в которой основным легирующим элементом является марганец, отмечается необходимость понижения температуры конца прокатки, увеличения обжатый на последних проходах и снижения температур конца ускоренного охлаждения и смотки для повышения прочностных характеристик листового проката. Следует отметить, что некоторые параметры технологических процессов могут составлять «ноу-хау» и не раскрываются в общедоступных источниках.

### **1.1.3 Зарубежный опыт производства сталей уровня прочности 460 МПа и выше**

В зарубежной литературе [66-78] вопросам изготовления листового проката небольших толщин посвящено множество исследований, в которых отмечено, что наряду с химическим составом технологическими параметрами, оказывающими влияние на свойства горячекатаной высокопрочной стали класса прочности 460 МПа и выше, являются температура нагрева, температура чистовой прокатки, скорость охлаждения и температура смотки рулонного проката.

Так, в работе [66] описана технология получения листового проката толщиной 7 мм для автомобилестроения, которая заключается в непрерывной разливке сляба

размером 62x1250x40000 мм, его гомогенизирующей выдержке в туннельной печи при температурах 1100-1150 °С, горячей прокатке при температурах 800-900 °С со степенями деформации за один проход от 15 до 50 % (всего 6 проходов), ускоренным охлаждением и смоткой металла в рулон при температурах 500-600 °С. Авторы рассматривали марганцевую сталь с двумя системами микролегирования – Nb-Ti и Nb-V. Свойства полученного листового проката представлены в таблице 1.1.6.

Таблица 1.1.6 – Результаты испытаний полученного листового проката [66]

Сталь	Ширина, мм	Толщина, мм	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	KV <sup>-40*</sup> , Дж	KV <sup>-50*</sup> , Дж
Nb-Ti	1250	7	680	750	20	0,9	112	78
Nb-V	1250	7	515	652	90	23	-	-

\* – испытание на ударный изгиб проводилось на продольных образцах толщиной 5 мм

Применение системы микролегирования ниобий-титан по сравнению с микролегированием ниобий-ванадий способствует увеличению прочности низкоуглеродистой стали, что подтверждается полученными значениями. Авторы [66] объясняют более низкую прочность стали Nb-V по сравнению со сталью Nb-Ti формированием малого количества карбонитридов. Однако следует отметить, что карбонитриды титана повышают концентрацию напряжений и тем самым могут понижать вязкость стали [29, 67].

В работе [68] исследовали влияние содержания хрома и температуры смотки на предел прочности при растяжении и микроструктуру горячекатаной марганцевохромистой стали. Авторами установлено, что увеличение содержания хрома (с 0,3 до 0,9 %) снижает предел текучести (с 809 до 696 МПа), но повышает предел прочности при растяжении (с 874 до 922 МПа) и относительное удлинение (с 10,9 до 12,4). Этот эффект наблюдался при обеих температурах смотки (425°С и 500°С). При смотке при 500°С это объясняется увеличением доли вторичных фаз, в основном островков МА-фазы. При более низкой температуре смотки (425°С) образовывалась полосчатая структура из гранулярного и реечного бейнита. Полосы гранулярного бейнита содержали больше островков МА-фазы при высоком содержании хрома, что объясняет низкий предел текучести, высокий предел прочности при растяжении и высокое относительное удлинение. Реечный бейнит образуется до смотки, а гранулярный бейнит — во время медленного охлаждения

рулона. Предел текучести и предел прочности при растяжении выше при смотке при 425°С по сравнению с 500°С из-за большей доли речного бейнита.

В работе [69] рассматривается влияние температуры смотки на механические свойства и структуру стали. В качестве исходного материала использовали листовой прокат толщиной от 6,35 до 9,40 мм, изготовленный из высокопрочной стали с гарантированным пределом текучести 700 МПа. Химический состав исследуемой стали представлен в таблице 1.1.7.

Таблица 1.1.7 – Химический состав стали [68]

C	Mn	Si	Nb	Cu	Ti	Cr	Mo
Масс. %							
0,053	1,76	0,29	0,065	0,074	0,129	0,048	0,114

Рассматривались две температуры смотки, а именно 579 °С и 621 °С. Авторами установлено, что предел текучести с повышением толщины листового проката понижается как при температуре 579 °С, так и при 621 °С, рисунок 1.1.2. Характер поведения временного сопротивления с увеличением толщины листового проката для двух температур смотки не одинаков. После смотки при температуре 579 °С наблюдалось повышение временного сопротивления, а при температуры 621 °С – понижение, рисунок 1.1.2.

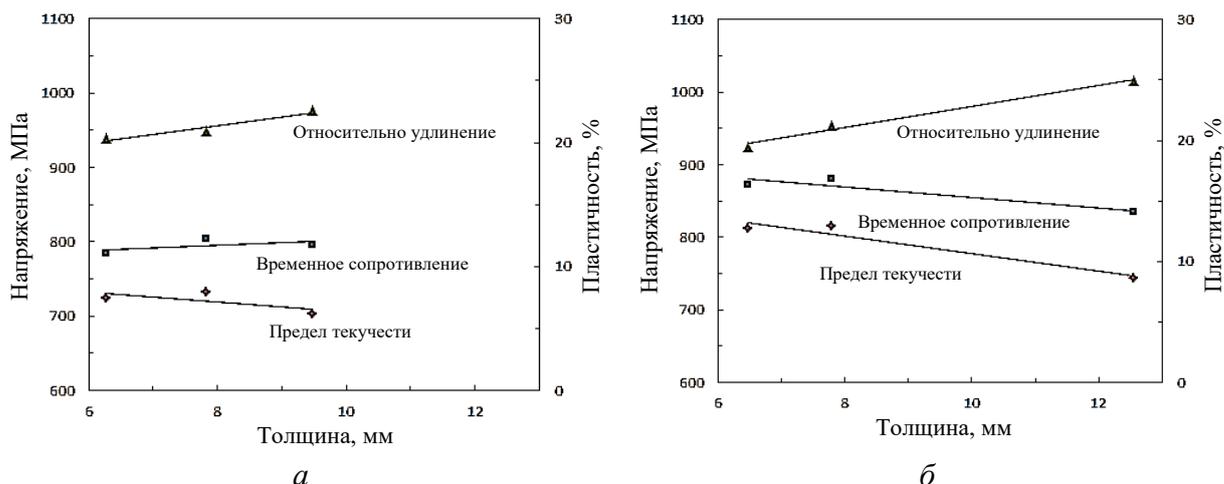


Рисунок 1.1.2 – Зависимость предела текучести, временного сопротивления и относительного удлинения от толщины листового проката при температурах смотки 579 °С (а) и 621 °С (б) [69]

Авторы объясняют это большим количеством образования бейнита речной морфологии для листового проката с температурой смотки 579 °С по сравнению с температурой 621 °С. Однако для листового проката с температурой смотки 621 °С прочностные свойства выше, чем у температуры 579 °С, что объясняется крупными выделениями карбидных частиц.

Также в работе [69] отмечается, что при температуре смотки 579 °С значения ударной вязкости больше, чем при температуре 621 °С, рисунок 1.1.3.

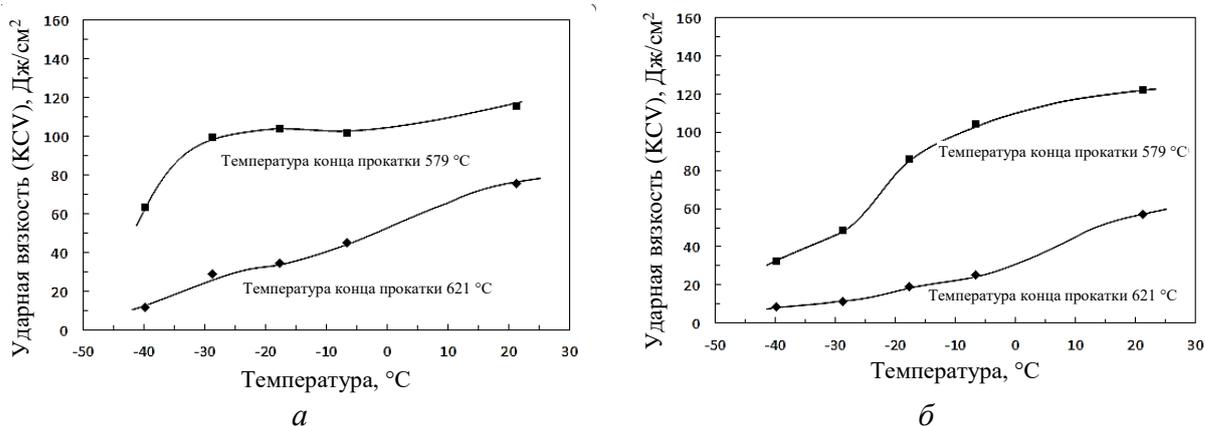


Рисунок 1.1.3 – Сравнение ударной вязкости при температуре смотки 579 °С и 621 °С у листового проката толщиной 6,35 мм (а) и 7,62 мм (б) [69]

В результате авторы работы [69] установили, что наиболее оптимальное сочетание прочностных и вязких свойств наблюдаются для листового проката после смотки в рулон при температуре 579 °С. Связано это формированием преимущественно бейнитной структуры, а также однородным распределением карбидов микролегирующих элементов.

В статье [70] анализируется влияние температуры смотки на структуру и свойства термомеханически прокатанной марганцевой стали S700MC без микролегирования бором (с комплексным микролегированием Ti, Nb, V). Обычно эта сталь производится с ферритно-бейнитной смешанной структурой, образующейся при смотке полос при температуре около 450°С (ниже температуры начала бейнитного превращения). Однако при смотке при 600°С неожиданно была получена микроструктура, состоящая из феррита и мартенсита. По сравнению с ферритно-бейнитной сталью новая структура характеризуется небольшим снижением предела текучести, но увеличением предела прочности при растяжении не менее чем на 80 МПа. Соответственно, отношение предела текучести к пределу

прочности при растяжении снижается с 0,90 до 0,75, а энергия удара уменьшается на 35 Дж и 60 Дж для двух уровней толщины соответственно (6 и 10 мм). Авторы утверждают, что присутствие мартенсита объясняется диффузией углерода из возникшего феррита (частично - бейнита), что стабилизирует окружающий аустенит и подавляет дальнейшее бейнитное превращение.

В работе [71] исследуются эволюция микроструктуры и деформационное упрочнение горячекатаной двухфазной марганцевой стали DP780 с микролегированием ванадием. При температуре смотки 540°C предел текучести, предел прочности при растяжении и относительное удлинение экспериментальной стали составляли 663 МПа, 785 МПа и 23% соответственно, а произведение прочности и удлинения достигало 18,1 ГПа%, что соответствует требованиям национального стандарта для двухфазной стали DP780. При более высокой температуре смотки (570°C) прочность экспериментальной стали снижалась, а эффект деформационного упрочнения также ослаблялся. Авторы это связывают с влиянием температуры смотки на однородность распределения и дисперсность частиц VC, а также на долю и состояние остаточного аустенита.

В работе [72] при варьировании температуры конца прокатки (1050 и 880 °C – выше и ниже температуры рекристаллизации, соответственно) и смотки (650 и 500 °C) для получения оптимального сочетания прочностных (предел текучести 830 МПа) и пластических (относительное удлинение 12,5 %) свойств было установлен наилучший режим ТМО (с температурой конца прокатки 880 °C и смотки 500 °C).

Также в работе [73] отмечается сильное влияние температуры смотки на структуру и механические свойства хромарганцевоникелевой стали. При более высоких температурах смотки (450–460 °C) преобладали более мягкие составляющие - гранулярный и речный бейнит (75-90%), что позволяет получить предел текучести в диапазоне 670-722 МПа, относительное удлинение 16,7-19,5 % и работу удара при температуре испытания минус 40 °C – 20-25 Дж. При более низких температурах смотки (360–380 °C) значительно увеличивается доля отпущенного мартенсита (48-58%) и речного бейнита (78-82%), что повышает прочностные (предел текучести 808-814 МПа), но понижает вязко-пластические свойства (относительное удлинение 13,0-14,5 %; работа удара при температуре испытания минус 40 °C – 17-18 Дж).

При анализе работ [74-78] отмечается, что для получения оптимальных свойств листового проката небольшой толщины из высокопрочных сталей с пределом текучести более 600 МПа необходимо понижать температуру скотки до температур 450-550 °С для формирования структуры бейнитной смеси гранулярной и речной морфологии с равномерным распределением карбидных и карбиднитридных выделений. Также немаловажным параметром, оказывающим влияние на свойства и микроструктуру стали, является температура конца прокатки, которая формирует размер аустенитного зерна. Однако в работе [67] автор показывает незначительное влияние температуры конца прокатки, что возможно связано с условиями прокатки в данной работе и завышенными значениями микролегирующих добавок (содержание Мо – 0,35%, Ti – 0,16% и V – 0,29%).

Также в работе [78] отмечается, что для формирования полностью бейнитной структуры необходимо иметь в химическом составе стали следующее содержание химических элементов: 1.4% Mn, 1% Cr, 0.25% Mo.

Таким образом, все работы [66-78] подчеркивают критическую роль температуры скотки в формировании конечной микроструктуры и, как следствие, механических свойств стали. Варьирование этого параметра позволяет получать различные фазы (феррит, бейнит, мартенсит, МА - фазу, остаточный аустенит) и их комбинации, что напрямую оказывает влияние на прочность, пластичность и ударную вязкость. Микролегирующие элементы, такие как Cr, Nb, Mo, Ti, V и B, играют решающую роль в управлении фазовыми превращениями, размером зерна, дисперсионным твердением и формированием различных микроструктурных составляющих. В сочетании с температурой скотки это определяет конечные свойства листового проката заданной толщины.

## **1.2 Обзор технологического оборудования для изготовления листового проката толщиной от 5 до 15 мм на российских металлургических заводах**

Производство листового проката небольших толщин (до 25 мм, в зависимости от класса прочности стали) осуществляется на непрерывных высокоскоростных широкополосных станах горячей прокатки. Технология термомодеформационной обработки на таких станах заключается в следующем: нагрев сляба, прокатка в

черновой и чистовой группе клетей, ускоренное охлаждение водой на отводящем рольганге, смотка металла в рулон, охлаждение рулона на спокойном воздухе или в терморегулированной установке и порезка рулонного проката на листы (для судостроительной стали).

В настоящее время высокопроизводительными и распространёнными станами горячей непрерывной прокатки в России являются станы «2000» и «2500» таких крупных предприятий как ПАО «ММК», ПАО «Северсталь» и ПАО «НЛМК», которые являются главными производителями всего объема листового проката небольшой толщины.

*Стан «2000» ПАО «ММК»* (г. Магнитогорск). Предназначен для производства горячекатаных полос толщиной от 1,2 до 16 мм, шириной от 700 до 1850 мм, свернутых в рулон массой до 45 т из различных марок стали. В качестве исходной заготовки на стане «2000» используются поступающие из кислородно-конвертерного цеха непрерывнолитые слябы толщиной 250 мм, шириной от 750 до 1850 мм, длиной от 4700 до 12000 м и массой от 7 до 43,3 т [78, 79]. Технологическая линия состоит из участка загрузки слябов, участка нагревательных печей, черновой и чистовой групп клетей, промежуточного рольганга между ними и уборочной линией. Технологическая схема представлена на рисунке 1.2.1.

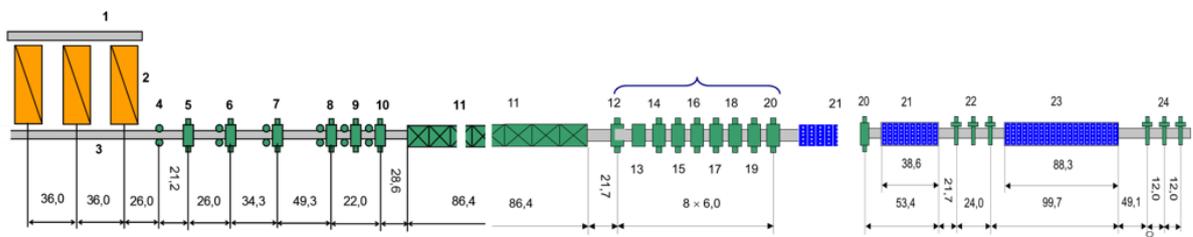


Рисунок 1.2.1 – Технологическая схема непрерывного широкополосового стана «2000» ПАО «ММК» [79]

Участок загрузки состоит из склада слябов, загрузочного рольганга, трех подъемных столов со сталкивателями, трех передаточных тележек и двух весов [79, 80].

Участок нагревательных печей состоит из трех методических печей, загрузочного рольганга перед каждой печью, приемного рольганга после печей, сталкивателей слябов напротив каждой печей и приемного рольганга [79, 80]. Производительность каждой печи составляет 460 т/ч.

Черновая группа клетей состоит из вертикального окалиноломателя (ВОЛ), горизонтальной клетки «Дуо», пяти универсальных клетей «Кварто» включая три последние, объединенные в непрерывную группу [79, 80]. Промежуточный рольганг оснащен тепловыми экранами типа «энкопанель» и карманом разрезки недокатов [79, 80].

Чистовая группа стана включает летучие ножницы, чистовой роликовый окалиноломатель, семь клетей «Кварто» (14-20), оснащенных гидронажимными установками, три клетки (18-20) оснащенными системами противоизгиба рабочих валков. Все межклетевые промежутки оснащены устройствами ускоренного охлаждения прокатываемых полос [79, 80].

Уборочная линия включает две группы моталок (для тонких и толстых полос), в каждой из которых по 3 моталки, отводящий рольганг с двумя душирующими устройствами перед каждой из групп, а также тележки съемников, контователей рулонов, приемники и транспортирующие конвейеры рулонов с подъемно-поворотными столами, а также двое весов и рулоновязательной машиной на первой группе моталок [79, 80].

*Стан «2000» ПАО «Северсталь»* (г. Череповец). Предназначен для производства горячекатаных полос толщиной от 1,2 до 16 мм, шириной от 900 до 1835 мм, свернутых в рулон массой от 4 до 36 т из различных марок стали. В качестве исходной заготовки на стане «2000» используются непрерывнолитые слябы толщиной от 150 до 280 мм, шириной от 950 до 1850 мм, длиной от 4500 до 10050 мм и массой от 7 до 43,3 т. Технологическая линия также состоит из участка загрузки слябов, участка нагревательных печей, черновой и чистовой групп клетей, промежуточного рольганга между ними и уборочной линией [81]. Технологическая схема представлена на рисунке 1.2.2.

Отличие листопрокатного цеха стана «2000» ПАО «Северсталь» от ПАО «ММК» состоит в том, что на участке нагревательных печей находятся четыре методических печи и участок термостатирования [82]. Также следует отметить, что возможный получаемый сортament проката на стане «2000» ПАО «Северсталь», который зависит от исходной заготовки, меньше в отличии от стана «2000» ПАО «ММК».

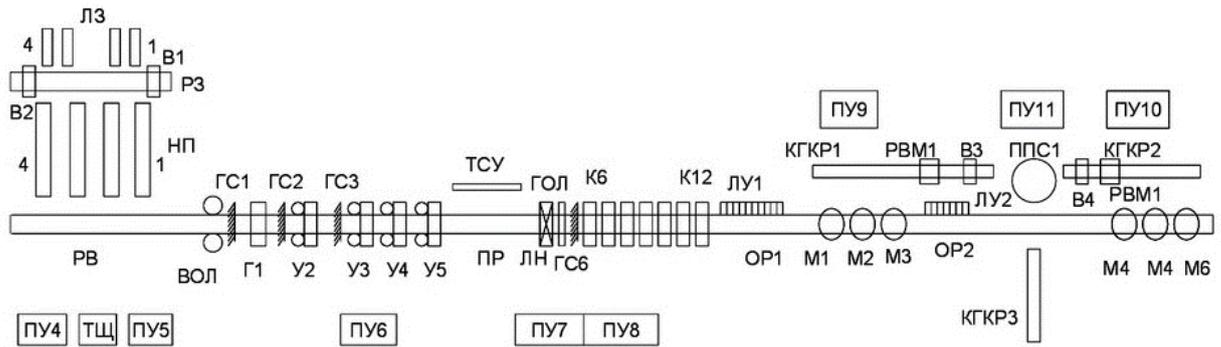


Рисунок 1.2.2 – Технологическая схема стана «2000» ПАО «Северсталь». ЛЗ – линия загрузки № 1-4; В1, В2 – весы для взвешивания слябов; РЗ – рольганг загрузки; НП – нагревательные печи № 1-4; РВ – рольганг выдачи; ПУ – посты управления № 4-11; ТЩ – тепловой щит; ВОЛ – вертикальный окалиноломатель; ГС – горизонтальная клеть Дуо; У – универсальные клетки № 2-5; ПР – промежуточный рольганг; ТСУ – теплосберегающая установка; ЛН – летучие ножницы; ГОЛ – горизонтальный окалиноломатель; К – клетки Кварто № 6-12; ОР – отводящие рольганги № 1, 2; ЛУ – ламинарные установки № 1, 2; М – моталки № 1-6; КГКР – конвейера горячекатаных рулонов № 1-3; РВМ – рулонно-вязальные машины № 1, 2; В3, В4 – весы для взвешивания рулонов

Стан «2000» ПАО «НЛМК» (г. Липецк). Предназначен для производства горячекатаных полос толщиной от 1,45 до 16 мм, шириной от 900 до 1850 мм, свернутых в рулон массой до 36 т из различных марок стали [83]. Технологическая линия также состоит из участка загрузки слябов, участка нагревательных печей, черновой и чистовой групп клетей, промежуточного рольганга между ними и уборочной линией. Технологическая схема представлена на рисунке 1.2.3.

Черновые группы клетей станов «2000» ПАО «Северсталь» и ПАО «ММК» отличаются от ПАО «НЛМК» наличием нереверсивной двухвалковой клетки №1 без вертикальных валков и непрерывных подгрупп из трех последних клетей. Также отличительной особенностью на стане «2000» ПАО «НЛМК» от ПАО «Северсталь» и ПАО «ММК» является то, что установлены двухвалковые чистовые окалиноломатели вместо гидравлических [84].

Чистовые клетки №№ 7-12 оснащены устройствами осевой сдвижки рабочих валков с профилировкой CVC (Continuously Variable Crown – непрерывно изменяемая кривизна) для эффективного управления профилем поперечного сечения и плоскостностью прокатываемых полос. Величина сдвижки составляет  $\pm 150$  мм, поэтому длина бочки рабочих валков клетей №№ 7-12 составляет 2300 мм [84].

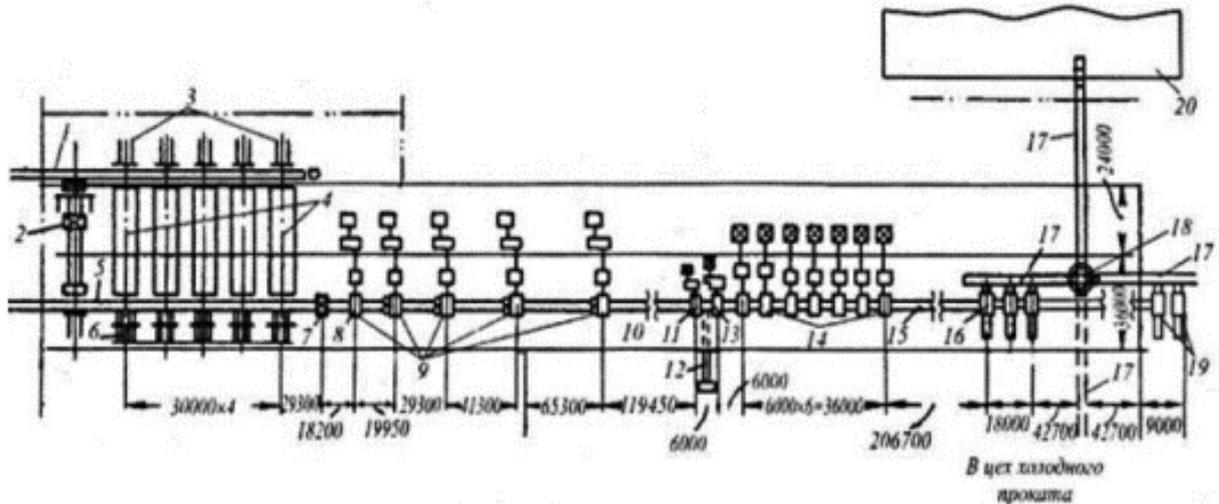


Рисунок 1.2.3 – Схема расположения основного оборудования стана «2000» ПАО «НЛМК»:

1 – печной рольганг; 2 – тележка для передачи слябов; 3 – толкатели слябов; 4 – нагревательные методические печи; 5 – приемный рольганг; 6 – приемник нагретых слябов; 7 – вертикальный окалиноломатель (ВОК); 8 – двухвалковая клеть; 9 – универсальные четырехвалковые клетки; 10 – промежуточный рольганг; 11 – летучие ножницы; 12 – конвейер для головной и донной обреза; 13 – чистовой двухвалковый окалиноломатель; 14 – чистовые четырехвалковые клетки; 15 – отводящий рольганг; 16 – моталки для смотки тонких полос; 17 – конвейеры; 18 – подъемно-переворотный стол; 19 – моталки для смотки толстых полос; 20 – склад рулонов и отделение листоотделки [83]

*Стан «2500» ПАО «ММК»* (г. Магнитогорск). Предназначен для производства горячекатаных полос толщиной от 1,2 до 25 мм, шириной от 1000 до 2300 мм, свернутых в рулон массой от 8 до 40 т из различных марок стали. В качестве исходной заготовки на стане «2500» используются непрерывнолитые слябы толщиной от 190 до 300 мм, шириной от 1030 до 2350 мм, длиной от 4800 до 10000 мм и массой от 8 до 40 т [85]. Технологическая линия состоит из участка загрузки слябов, участка нагревательных печей, черновой и чистовой групп клеток с промежуточным рольгангом между ними и линией смотки рулонов, рисунок 1.2.4.

Участок загрузки слябов состоит из склада слябов, загрузочного рольганга и трех подъемных столов со сталкивателями [85].

На участке нагревательных печей находятся три методические печи, рольгангом перед и после печей, который позволяет принимать слябы длиной до 10 метров [85]. Производительность каждой печи составляет 370 т/час.

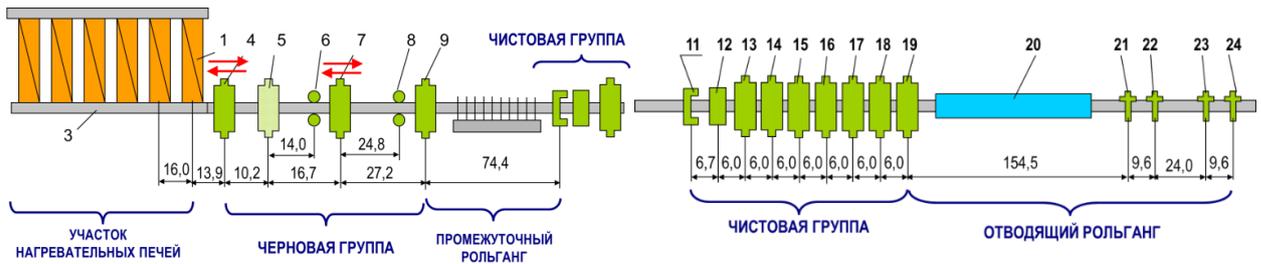


Рисунок 1.2.4 – Технологическая схема стана «2500» ПАО «ММК»

Черновая группа состоит из реверсивной клетки Дуо, уширительной клетки Кварто и реверсивной универсальной клетки Кварто [85].

Чистовая группа включает в себя летучие ножницы, чистовой окатиноломатель (клету дуо) и семь клеток Кварто. Между клетями установлены устройства ускоренного охлаждения полос (межклетьевое) [85].

Промежуточный рольганг, оснащенный тепловыми экранами, обеспечивает сброс и разгрузку недокатов [85].

Линия смотки рулонов состоит из отводящего рольганга с 30 секциями охлаждения полосы, шести моталок и тележки с подъемно-поворотными столами [85, 86].

Принципиальная отличительная особенность непрерывного широкополосного стана горячей прокатки (НШСГП) «2500» от «2000» заключается в черновой группе клетей. На стане «2500» клетки реверсивного характера, а на стане «2000» – непрерывного. Также следует отметить ширину получаемого рулонного проката (на НШСГП «2500» шире на 450 мм), что актуально для таких отраслей как судостроение или тяжелое машиностроение.

Таким образом, НШСГП «2500» за счет возможности получения более широкого проката по сравнению с НШСГП «2000» является более перспективным в использовании при изготовлении листового проката для судостроения. Листовой прокат толщиной 8-15 мм поставляют также с реверсивных станов горячей прокатки.

В ряде случаев для достижения требуемого комплекса механических свойств технологии горячей прокатки дополняются окончательной термической обработкой. Для этого линии станов оснащаются проходными печами, обеспечивающими нагрев металла под закалку или высокий отпуск, что реализовано на некоторых металлургических предприятиях. Несмотря на неоспоримое улучшение

механических характеристик металла, использование печей термообработки приводит к росту экономических затрат. Это удорожание складывается из роста капитальных затрат на оборудование, дополнительного расхода природного газа и электроэнергии, а также из-за возникновения окалины, что требует последующих затрат на зачистку или травление.

### **1.3 Влияние технологических параметров на структуру и свойства листового проката толщиной от 5 до 15 мм**

В последние десятилетия чрезвычайно большое значение как метод формирования микроструктуры и получения на этой основе требуемого комплекса свойств низколегированных сталей приобрела термомеханическая обработка (ТМО). Главной целью ТМО является измельчение зерна аустенита, что достигается благодаря одновременному и целенаправленному управлению процессом рекристаллизации и последующего измельчения зерна в промежутках между пропусками при многопроходной прокатке. Измельчение зерна, в отличие от других механизмов упрочнения, одновременно оказывает положительное влияние на сопротивление хрупкому разрушению и прочностные свойства (в основном предел текучести) стали. При ускоренном охлаждении обеспечивается формирование окончательных свойств листового проката.

Работы, выполненные в 1950-1980-х годах под руководством Садовского В.Д., Соколкова Е.Н., Смирнова М.А., Бернштейна М.Л., Займовского В.А., Капуткиной Л.М., Добаткина С.В. и др., а также более поздние работы [87-92], позволили установить основные закономерности структурных превращений в процессе горячей пластической деформации и их влияние на свойства различных материалов. Влияние основных технологических параметров на свойства листового проката, поставляемого с реверсивных станков горячей прокатки, к настоящему времени изучено довольно полно, этому процессу посвящено множество работ.

Изготовление листового проката на непрерывных широкополосных станках горячей прокатки заключается в сложном термомеханико-металлургическом процессе, где конечная структура и комплекс свойств формируются под совокупным

воздействием множества взаимосвязанных технологических параметров на всех этапах производства.

Так, температура нагрева и время выдержки являются решающим фактором для роста аустенитного зерна. Высокие температуры с целью обеспечения деформируемости в горячем состоянии в непрерывных клетях и длительные выдержки провоцируют чрезмерный рост зерна, что негативно сказывается на механических свойствах готового проката.

На высокотемпературной (черновой) стадии прокатки основными параметрами являются температура, степень и скорость деформации, определяющие тип рекристаллизации – динамическая (непосредственно в очаге деформации) и/или метадинамическая и статическая (в интервалах между проходами и после черновой группы клетей). Эти процессы приводят к дроблению деформированного аустенитного зерна и формированию новой, более мелкозернистой структуры.

На чистой стадии прокатки формирование структуры происходит за счет статической рекристаллизации (при деформации выше температуры рекристаллизации с учетом накопленной деформации) и фрагментации – формирования субзеренной структуры с границами деформационного происхождения (при деформации ниже температуры рекристаллизации). Соответственно, температуры начала и конца деформации, а также скорость и степень деформации являются ключевыми параметрами на данной стадии. На этом этапе под влиянием горячей пластической деформации может происходить выделение карбонитридных фаз.

На этапе ускоренного охлаждения ключевыми параметрами управления фазовым превращением являются скорость и заданная температура конца охлаждения. Они определяют тип формирующихся структурных составляющих (феррит, перлит, бейнит, мартенсит), их соотношение, дисперсность и морфологию. Формирование структурных составляющих при определенной скорости охлаждения напрямую зависит от химического состава стали (легирования) и предшествующей горячей пластической деформации. Следует отметить, что низкие температуры конца охлаждения (ниже 400-420 °С не реализуются в установках ламинарного типа).

При формировании бейнитной, бейнитно-мартенситной или мартенситной структур после этапа смотки металла в рулон под действием остаточного тепла возникают процессы самоотпуска, которые могут оказывать влияние на изменение карбидной фазы и распад остаточного аустенита (мартенсито-аустенитной составляющей), возврат и полигонизацию дислокаций.

Указанные процессы структурообразования могут быть изучены методами математического, физического и/или имитационного моделирования.

### **1.3.1 Влияние микролегирующих элементов и температуры нагрева на рост зерна аустенита**

Движущими процессами нормального роста аустенитного зерна при нагреве является снижение поверхностной энергии за счет уменьшения протяженности границ зерен. В настоящее время известно три механизма роста аустенитного зерна [93-98]:

- 1) Миграция границ;
- 2) Образование новых границ;
- 3) Слияние зерен.

Третий механизм связан с перестройкой дислокационной структуры. Первый и второй, – как с перестройкой дислокационной структуры, так и с перемещением атомов через границы. Известно, что все легирующие элементы за исключением марганца сдерживают рост аустенитного зерна. Существуют ряд теорий о влиянии легирующих элементов на рост зерна аустенита, которые связаны:

- 1) с затруднением перемещения дислокаций, из которых состоит граница зерен;
- 2) с изменением диффузионной подвижности атомов, определяемой энергией межатомного взаимодействия;
- 3) с изменением свободной энергии границ зерен.

В работах [98-103] утверждается, что наиболее эффективно замедляют рост зерна элементы (алюминий, цирконий, титан, ванадий, ниобий, тантал, вольфрам, хром), образующие с углеродом стойкие труднорастворимые при нагреве карбиды или нитриды. Причем тем сильнее, чем более стойкую фазу образует элемент, а

миграция большеугловых границ ограничивается силой Зинера [104]. Такое влияние объясняется наличием нерастворенных в аустените дисперсных частиц, оказывающих барьерное действие на мигрирующую границу. Наиболее сильными сдерживающими рост зерна аустенита элементы считаются алюминий, ванадий, ниобий и титан [98-103], однако при достижении их температуры растворимости, рисунок 1.3.1, этот эффект исчезает и наступает резкое увеличение [27, 105].

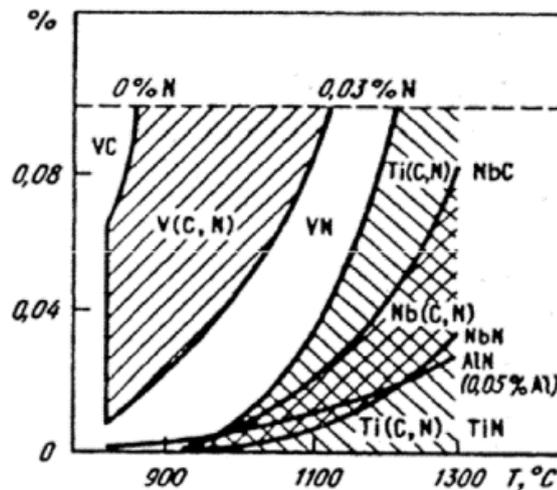


Рисунок 1.3.1 – Зависимость растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в аустените от температуры нагрева [27]

Для получения мелкозернистой стали в широком диапазоне температур рекомендуют [98-103] легировать стали двумя или более карбидо- или нитридообразующими элементами, имеющими различную температуру перехода соответствующих фаз в твердый раствор. Однако в работах [98, 102] отмечается, что углерод, азот и бор, образующие твердые растворы внедрения, понижают энергию межатомного взаимодействия в решетке аустенита и способствуют его росту (если они растворены в нем). При этом элементы как, например, никель, медь, вольфрам, молибден и хром, повышающие энергию межатомного взаимодействия, тормозят рост аустенитного зерна. Кроме того, отмечается, что такие элементы как W, Mo, Ti способствуют снижению свободной энергии границ зерен (поверхностной энергии) и тем самым уменьшают движущую силу собирательной рекристаллизации зерен аустенита [98].

Таким образом, все легирующие элементы (за исключением марганца и бора) в зависимости от их состояния в структуре металла сдерживают рост аустенитного

зерна. Однако при одновременном присутствии в стали двух или трех элементов с противоположным влиянием на величину зерна аустенита и на склонность его к росту при нагревании результирующим будет влияние сильнейшего из них, с учетом количественной стороны легирования [102].

### **1.3.2 Влияние скорости деформации на процессы динамической рекристаллизации**

Рекристаллизация – важнейший процесс формирования новых зерен аустенита при горячей термомеханической обработке. Известно, что динамическая рекристаллизация протекает в процессе деформации металла. В связи с этим благоприятными условиями для развития и полного протекания данного вида рекристаллизации являются высокие температуры и низкая скорость деформации. Для активации динамической рекристаллизации необходимо достичь критической степени деформации ( $\epsilon_c$ ), величина которой зависит от температуры, скорости деформации и химического состава стали [106]. В производственных условиях данный вид рекристаллизации возможен только на черновой стадии прокатки, на которой реализуются высокие температуры и степени деформации.

Динамическая рекристаллизация может протекать частично в отдельных микрообъемах металла из-за недостаточной наклепанности аустенитных зерен. В связи с этим продолжением этого вида рекристаллизации служит метадинамическая или постдинамическая рекристаллизация, благодаря которой при постдеформационной выдержке обеспечивается завершение процесса (рост новых сформировавшихся зерен). Опасность данного вида рекристаллизации в том, что может сформироваться разнотельная структура, рисунок 1.3.2 [107], из-за которой невозможно получить качественный полуфабрикат. Поэтому в производственных условиях активация данного процесса нежелательна.

Горячая прокатка на непрерывных станах происходит при высоких скоростях деформации, поэтому вероятность протекания процессов частичной динамической рекристаллизации высокая, что нужно учитывать при разработке технологии.

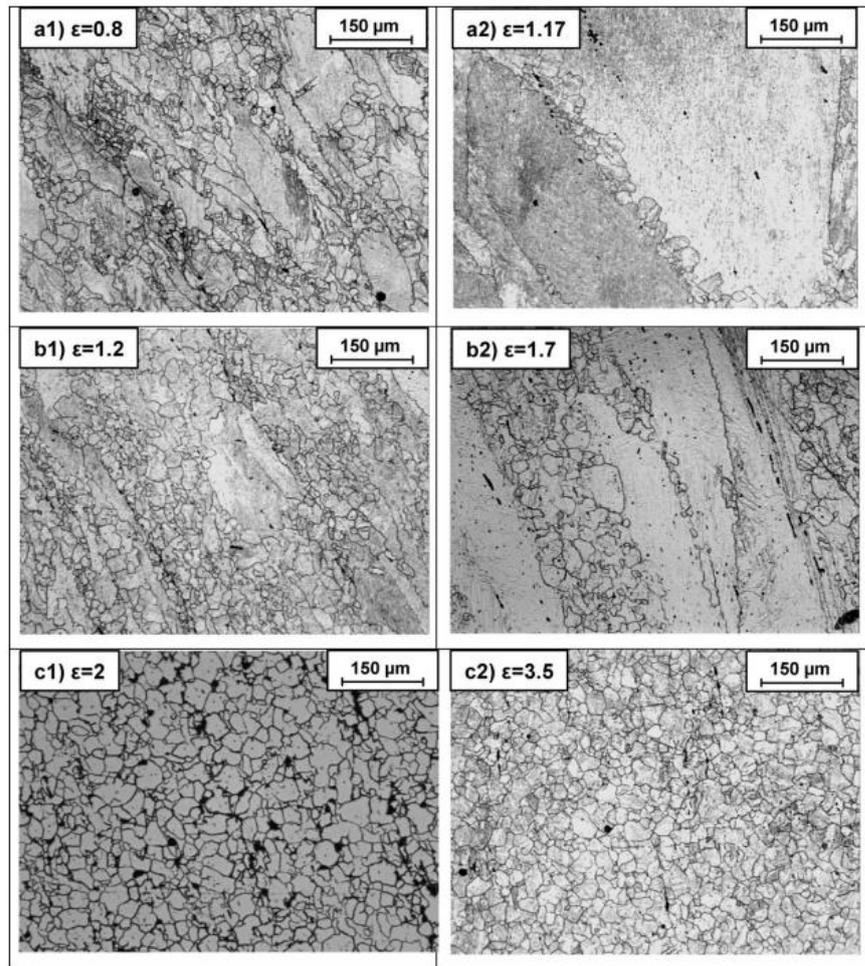


Рисунок 1.3.2 – Эволюция микроструктуры стали, которая микролегированна Nb и Mo, с ростом деформации со скоростью  $1 \text{ с}^{-1}$  при  $1100^\circ\text{C}$  [107]. Слева для размера зерна аустенита 130 мкм, справа 650 мкм

Динамическая рекристаллизация сопровождается сильным разупрочнением деформируемого материала, и ее развитие приводит к наблюдаемой форме кривых пластического течения, которые имеют более или менее выраженный пик/пики. Рисунок 1.3.3 [108] демонстрирует влияние скорости деформации низкоуглеродистой стали на активацию динамической рекристаллизации. Видно, что с увеличением скорости деформации пик/пики кривой напряжения течения сдвигаются в сторону более высоких напряжений и деформаций.

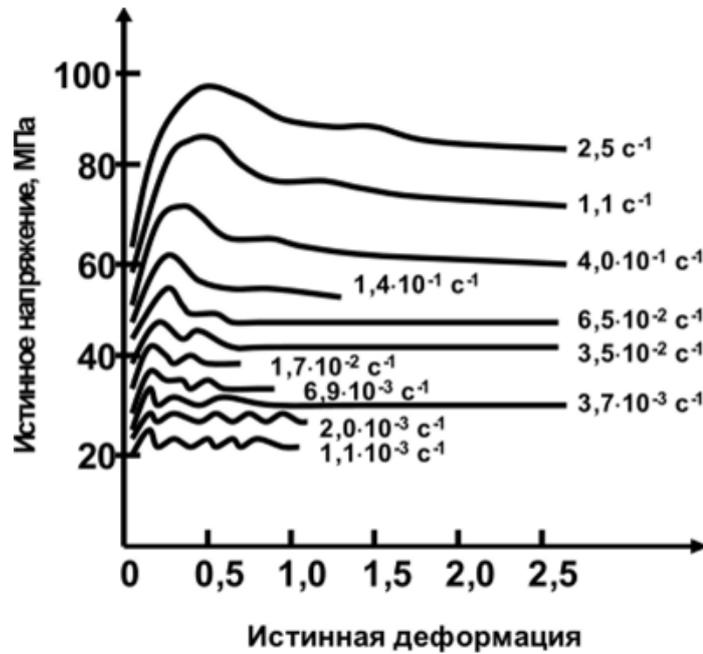


Рисунок 1.3.3 – Влияние скорости деформации процесс начала динамической рекристаллизации стали с 0,25 % углерода при 1000 °C [108]

Таким образом, по мере увеличения скорости деформации кривые смещаются к более высоким значениям напряжения, и как пик, так и стационарное состояние возникают при более высоких деформациях.

### 1.3.3 Влияние междеформационных пауз на процессы статической рекристаллизации

Статическая рекристаллизация (СР) представляет собой зарождение и рост новых бездефектных зерен после завершения горячей деформации при наличии инкубационного периода. Данный тип рекристаллизации реализуется после деформации. СР вносит наибольший вклад в разупрочнение при сравнительно невысоких температурах и степенях деформации. При завершении СР формируется однородный мелкозернистый аустенит, который после полиморфного превращения образует однородную превращенную структуру.

При статической рекристаллизации зародыши новых зёрен формируются в областях с повышенной плотностью дислокаций — на границах деформированных зёрен, границах двойников и других дефектах [109].

Движущей силой процесса является накопленная во время деформации внутренняя энергия в виде повышенной плотности дефектов, главным образом, дислокаций. Новые зёрна растут, поглощая деформированную матрицу, до столкновения друг с другом или пока внутренняя энергия растущих зёрен не увеличится [110].

Междеформационные паузы оказывают существенное влияние на процессы статической рекристаллизации, определяя степень разупрочнения материала, размер зерен и однородность структуры.

На процессы СР влияют следующие факторы:

1) процесс рекристаллизации термически активирован, и происходит тем быстрее, чем выше температура [109, 111];

1) для каждого материала существует критическая деформация, при которой становится возможным процесс рекристаллизации [109];

2) более чистые материалы склонны к рекристаллизации при меньших температурах, так как примесные атомы при повышенных температурах сегрегируют на внутренних границах кристаллитов, затрудняя миграцию границ [109];

3) рекристаллизация легче протекает в мелкозернистых материалах, поскольку в них площадь границ на единицу объёма больше, чем в крупнозернистых [109];

4) при высоких скоростях (до  $100 \text{ c}^{-1}$ ) рекристаллизация может протекать за секунды [112];

5) на кинетику рекристаллизации оказывают влияние карбиды и карбонитриды в температурных интервалах их выделения. Влияние дисперсных частиц связано с торможением рекристаллизации вследствие смещения ее начала в область более высоких температур и замедления миграции границ в результате барьерного действия частиц согласно рисунку 1.3.4 [110]. Наиболее сильное воздействие на рекристаллизацию, согласно рисунку 1.3.4, оказывает ниобий, что связано с его большим сродством с углеродом, кроме этого, атом ниобия имеет на 15% больший размер по сравнению с атомом железа.

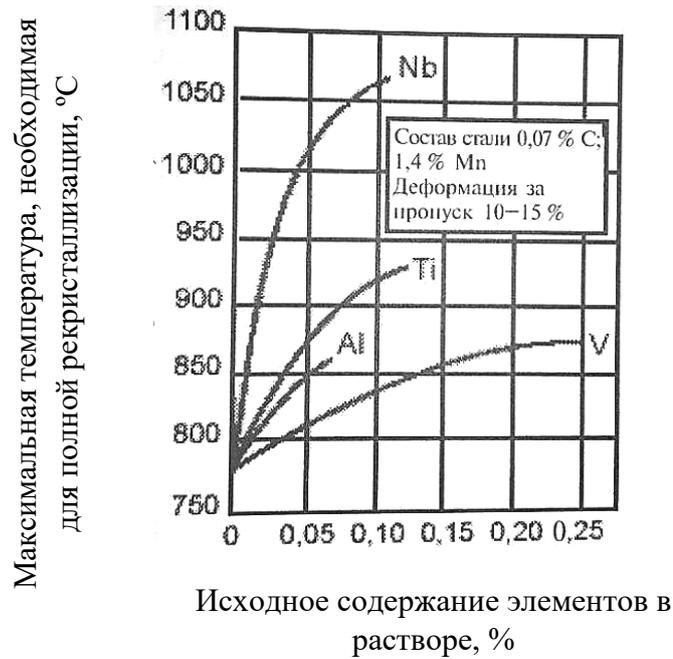


Рисунок 1.3.4 – Торможение рекристаллизации аустенита различными микролегирующими добавками

Таким образом, в зависимости от температуры, степени и скорости деформации, а также химического состава стали, управляя процессами СР, можно получать мелкодисперсную структуру перед ускоренным охлаждением проката.

### 1.3.4 Влияние легирующих элементов и скорости деформации на превращение аустенита низкоуглеродистых сталей при охлаждении до заданной температуры в процессе смотки рулонов

Конструкционные стали с низким содержанием углерода и с преимущественно марганцевой, марганцевоникелевой и хромоникельмолибденовой композицией легирования в зависимости от класса прочности используются благодаря высокой свариваемости [32].

В сталях марганцевой композиции, как правило, используют не более 0,12% С и 2% Мп. Структура стали сильно зависит от размера исходного зерна аустенита, рисунок 3.10, а. Сталь с крупнозернистой структурой отличается более высокой прокаливаемостью в ферритно-перлитной области. При добавлении микролегирующих элементов (ниобия, ванадия) феррито-перлитная область на термокинетической диаграмме расширяется, рисунок 1.3.5, б, при этом влияние

дисперсности исходной структуры на устойчивость аустенита уже не столь заметно [31].

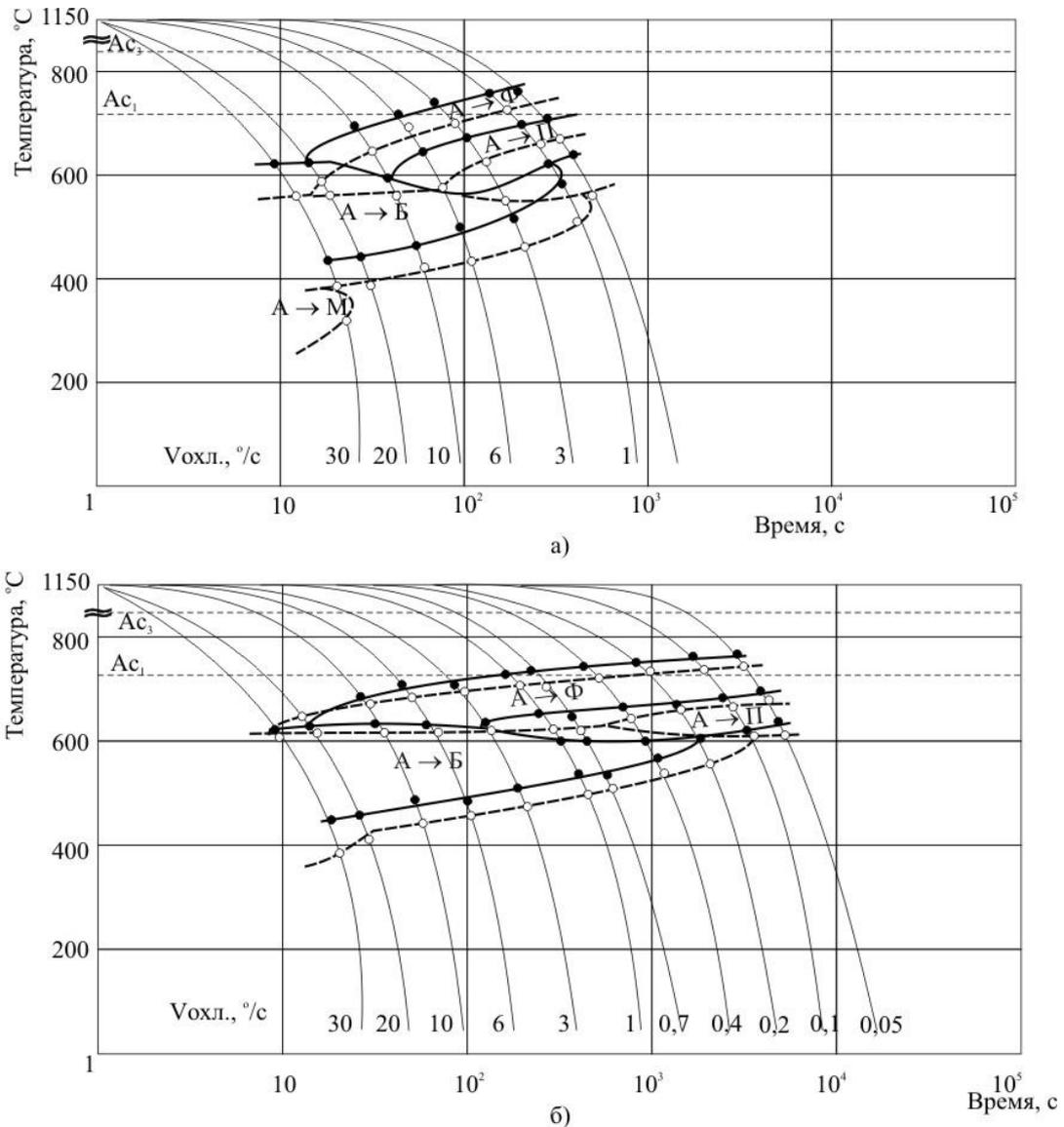


Рисунок 1.3.5 – Термокинетические диаграммы распада аустенита стали марок типа 09Г2 (а) и типа 09Г2ФБ (б) с исходным мелким (—) и крупным (- -) зерном аустенита [31]

В сталях марганцевой композиции легирования наиболее сильный эффект на устойчивость аустенита оказывает углерод. Понижение его концентрации от 0,12% до 0,06% в стали с содержанием 0,6-0,9% марганца способствует образованию феррита в интервале скоростей охлаждения 0,06-80 °C/с. Добавка в сталь никеля, хрома и меди в количестве до 0,3% каждого позволяет подавить выделение феррита и повысить прокаливаемость в бейнитной области в диапазоне скоростей охлаждения 10-80 °C/с [34], рисунок 1.3.6.

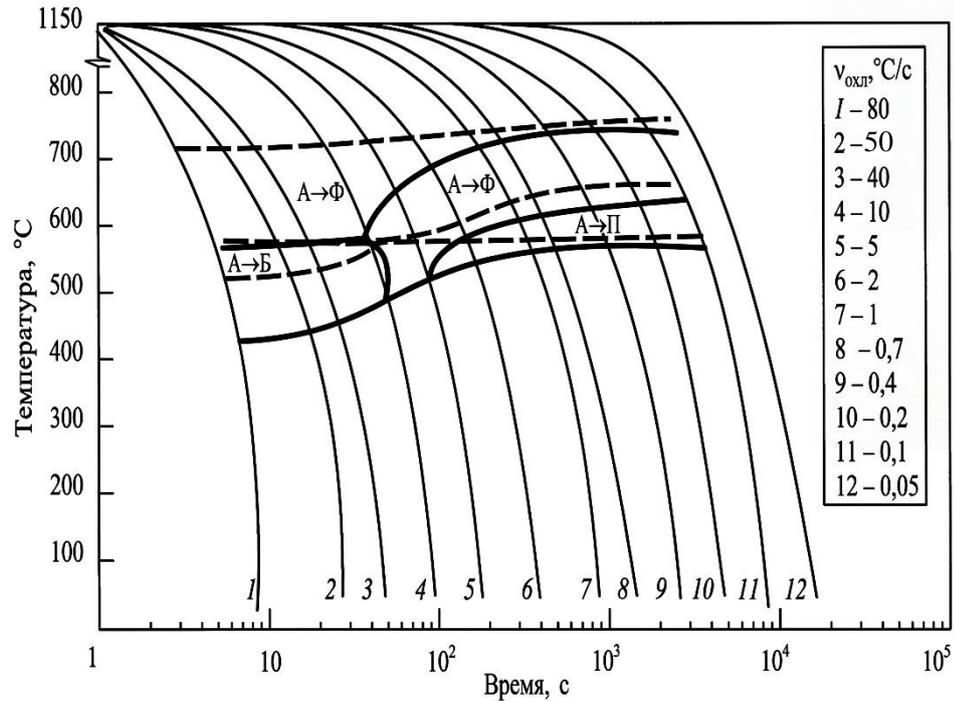


Рисунок 1.3.6 – Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали марганцевой композиции легирования с содержанием 0,06%С и малыми добавками легирующих элементов: 0,15%Cu, 0,20%Ni (---); 0,03%Cr, 0,20%Cu, 0,50%Ni (—) [31]

Стали марганцевоникелевой композиции легирования с содержанием углерода до 0,12%, марганца до 2% и никеля до 1% имеют повышенный предел текучести по сравнению со сталями марганцевой композицией легирования [31, 113]. На рисунке 1.3.7 представлены термокинетические диаграммы распада аустенита стали марок 10ХСНД (рисунок 1.3.7, а) при содержании 0,07-0,12% С, 0,5-0,8% Mn, 0,6-1,1% Si, 0,6-0,9% Cr, 0,5-0,8% Ni, 0,4-0,6% Cu и 10ГНБ (рисунок 1.3.7, б) с содержанием до 1,3% Mn, 0,3% Si, 0,7% Ni и 0,15% Cr.

Кремний и хром в данных сталях используется в качестве элементов, повышающих температуру образования феррита [114]. Повышение содержания Si 0,3% на 0,6-1,1% способствует повышению температуры ( $\alpha$ - $\gamma$ )-превращения на ~ 150-160°C, рисунок 1.3.7.

Никель и хром повышают прокаливаемость стали [32] и способствуют образованию ферритно-перлитно-бейнитной смеси в диапазоне скоростей охлаждения 1-15°C/с, а феррито-бейнито-мартенситной – 21-95°C/с, рисунок 1.3.7, а.

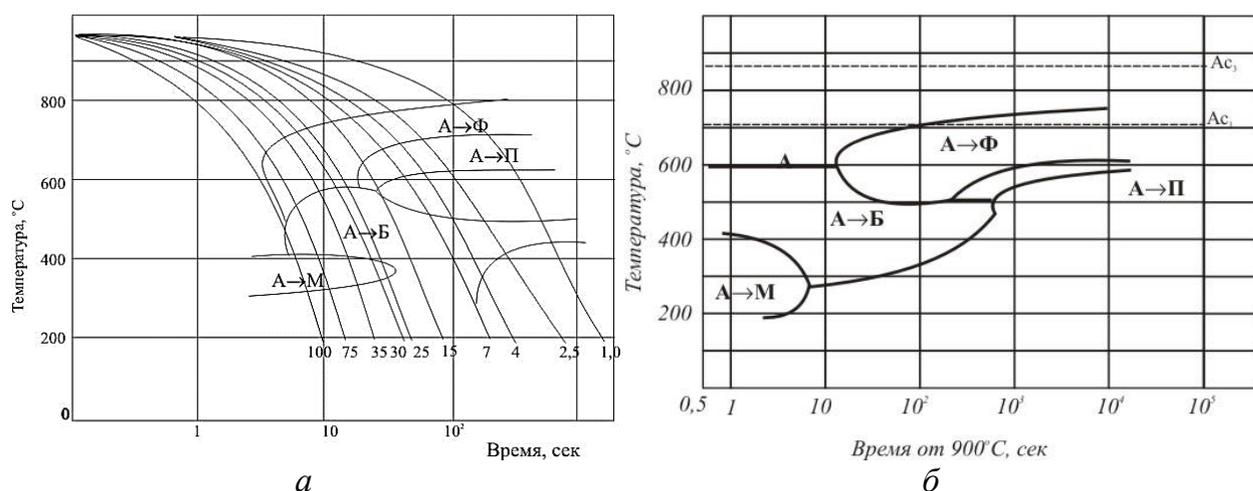


Рисунок 1.3.7 – Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали марок 10XCHD (а) и 10ГНБ (б) [31]

Хромоникельмолибденовые стали являются высокопрочными материалами. В зависимости от технологии получения листового проката и соотношения легирующих элементов хромоникельмолибденовая сталь разделяется на два класса: бейнитно-мартенситный и мартенситный [32, 115, 116].

Для получения бейнито-мартенситной структуры низкоуглеродистую сталь легируют никелем, медью, хромом и молибденом с добавками микролегирующих элементов (ванадием или ниобием) [31].

В данной композиции легирования никель в сочетании с медью обеспечивает высокую прокаливаемость в области мартенситного превращения, рисунок 1.3.8, а, г. Повышение содержания молибдена способствует понижению диффузионной подвижности углерода, тем самым сдвигая ферритное превращение в сторону меньших скоростей охлаждения, рисунок 1.3.8, б. Хром в количестве 0,7-1,1% сужает бейнитную область и снижает критическую скорость охлаждения в промежуточном превращении [31], рисунок 1.3.8, г.

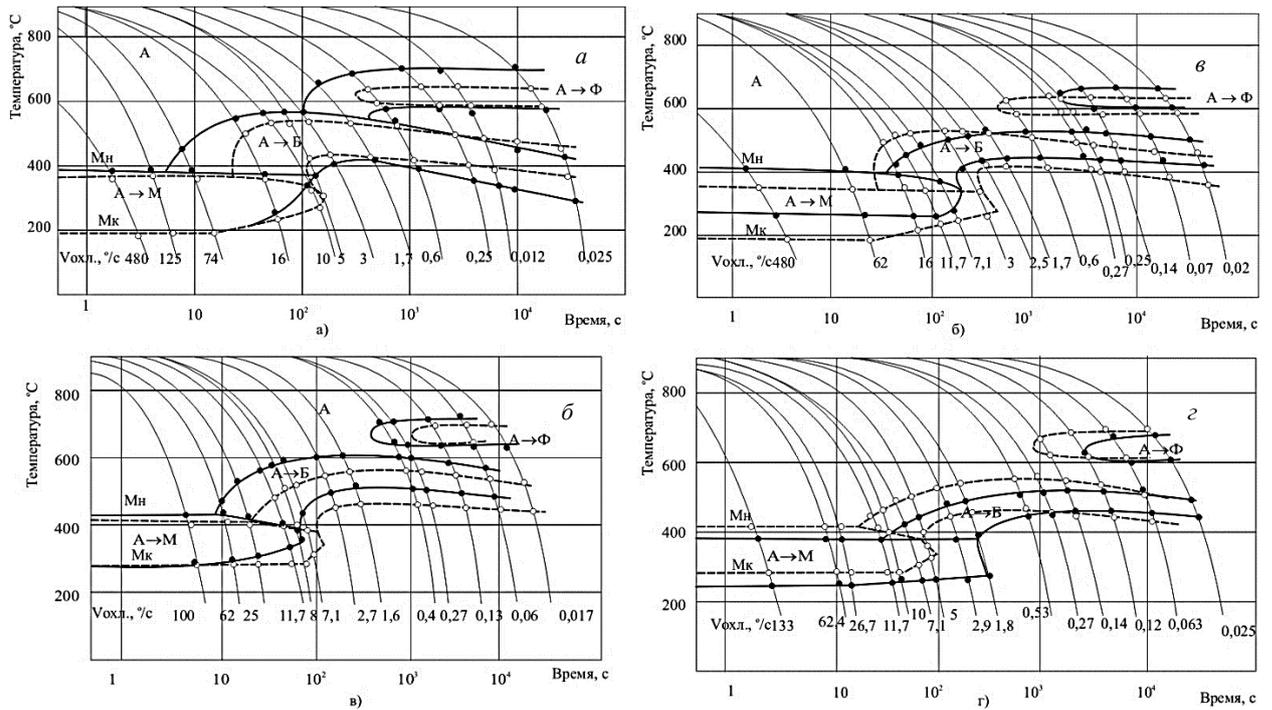


Рисунок 1.3.8 – Влияние легирующих элементов никеля и меди (а), молибдена (б), никеля (в) и хрома (г) на характер  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в хромоникельмолибденовой стали: а – 2,95%Ni, 0,75%Cu (---), 2%Ni, 0,5%Cu (—) (базовый состав: 0,12%C, 0,6%Mn, 0,9%Cr); б – 0,13%Mo (—), 0,4%Mo (---) (базовый состав: 0,12%C, 0,5%Mn, 0,8%Cr, 2,8%Ni; 0,7%Cu); в – 2,7%Ni (---), 3,57%Ni (—) (базовый состав: 0,11%C, 0,4%Mn, 0,7%Cr, 0,7%Cu); г – 0,7%Cr (—), 0%Cr (---) (базовый состав: 0,11%C, 0,4%Mn, 0,7%Cr, 0,7%Cu) [113]

Различие между низкоуглеродистыми сталями бейнитно-мартенситного и мартенситного класса состоит в количественном содержании основных легирующих элементов. Так, например, для исключения бейнитного превращения в мартенситных сталях отношение хром/углерод должно составлять не менее 35 [113].

Таким образом, за счет варьирования содержания легирующих элементов можно получить низкоуглеродистые стали с различной структурой и широким спектром прочностных характеристик.

Еще одним фактором, оказывающим влияние на фазовые превращения при ускоренном охлаждении после термомеханической обработки на НШСПП, является скорость предшествующей горячей пластической деформации.

В литературных источниках данных по влиянию скорости горячей пластической деформации в аустенитной области на фазовые превращения в низколегированных сталях недостаточно, а для легированных сталей они и вовсе отсутствуют.

В работе [117] отмечается, что увеличение скорости деформации в перлитной стали ускоряет кинетику перлитного превращения и повышает температуру начала перлитного превращения. Также увеличение скорости деформации в диапазоне от 1 до 100 с<sup>-1</sup> при постоянной скорости охлаждения приводит к уменьшению межпластинчатого расстояния перлита. Это, в свою очередь, улучшает механические свойства. Деформация также ускоряет движущую силу, необходимую для начала превращения, что приводит к сдвигу кривой перлитного превращения вправо.

Отмечается [117, 118], что повышение скорости деформации при прокатке (в аустенитной области) способствует ускорению диффузионных процессов в металле вследствие повышения плотности дислокаций и сегрегации углерода на них, что оказывает влияние на протекание фазовых превращений при ускоренном охлаждении в установках ламинарного типа.

### **1.3.5 Неравномерность структуры и свойств рулонного проката**

#### **1.3.5.1 Влияние условий охлаждения на неравномерность структуры и свойств рулонного проката**

В настоящее время одним из основных критериев получения качественного рулонного проката является равномерное распределение механических свойств по длине и ширине рулона. Как известно [119, 120], механические свойства получаемого продукта напрямую зависят от сформировавшейся микроструктуры в нем. Если после охлаждения рулона формируется неоднородная разнородная структура с дисперсными частицами второй фазы разной формы и размера, то и механические свойства будут распределены по длине и ширине проката неравномерно. Поэтому очень важно знать влияние условий охлаждения на неравномерность структуры и свойств рулонного проката.

В работе [121] говорится о том, что при добавлении микролегирующих (Nb, Ti) и основных элементов (например, Cr, Mo), которые замедляют фазовые превращения при охлаждении, повышается вероятность незавершенности распада аустенита на отводящем рольганге на линии непрерывного широкополосного стана

(НШПС). Из этого был сделан вывод, что распад аустенита продолжается в смотанном рулоне, так как подобная технологическая операция обычно проходит при температурах  $\sim 530-750^{\circ}\text{C}$ . Поэтому конечная микроструктура, которая определяет механические свойства, формируется на данной стадии.

Авторы из работы [121] провели эксперимент, который наглядно показал распределение температуры по всей площади рулона. Благодаря тепловым изображениям было установлено, что при «классическом» способе охлаждения рулона в складском помещении на воздухе появляется температурный градиент в рулоне, рисунок 1.3.9.

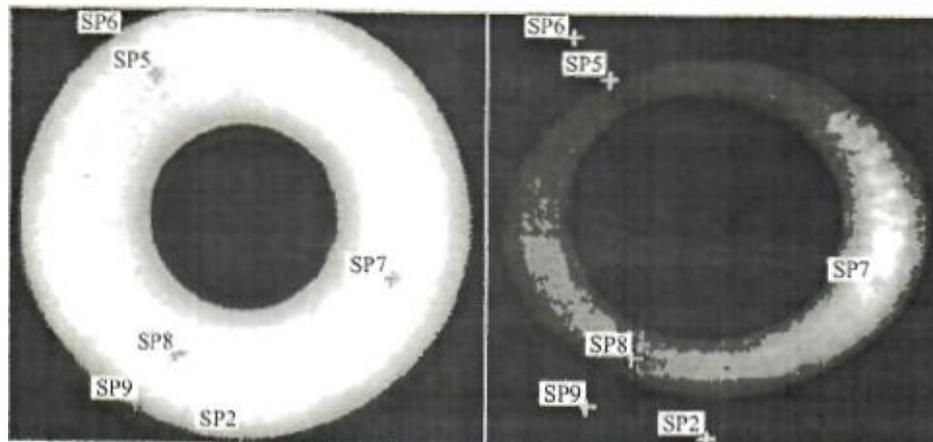


Рисунок 1.3.9 – Тепловизионные фотографии одного и того же рулона через 15 мин после горячей прокатки, смотки и транспортировки (слева) и после 9 ч охлаждения на складе (справа): +(sp) – места измерения температуры [121]

По распределениям видно, что даже слабый сквозняк в закрытом складском помещении оказывает значительное влияние на симметричное охлаждение рулона (темная верхняя сторона рулона на правом фото рисунка 1.3.9). Подобные ветряные потоки всегда присутствуют в цехе или на открытом пространстве, а это значит, что они могут играть существенную роль при формировании конечной микроструктуры полосового проката и вызывать неоднородность их механических свойств. Были зафиксированы некоторые температурные точки по площади рулона, рисунок 1.3.10, которые наглядно показаны на рисунке 1.3.9 [121].

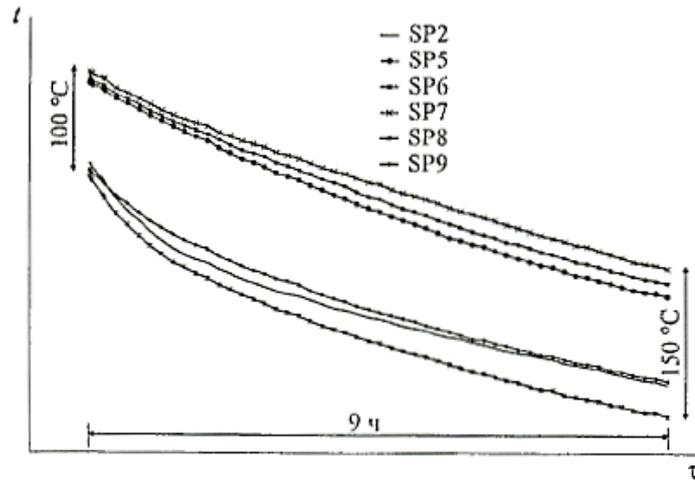


Рисунок 1.3.10 – Изменения температур различных частей рулона при охлаждении (позиции SP2-SP9 соответствуют рисунку 1.3.9) [121]

График численно показывает разницу температур на периферийных и центральных участках рулонного проката, которая составляет в момент поступления на склад  $100^{\circ}\text{C}$ . С течением времени (9 ч) эта разница увеличивается на  $50^{\circ}\text{C}$ . Также в работе была построена компьютерная модель распределения температурного градиента по ширине и толщине рулона, которая показывает существенную неравномерность распределения температуры, рисунок 1.3.11 [121].

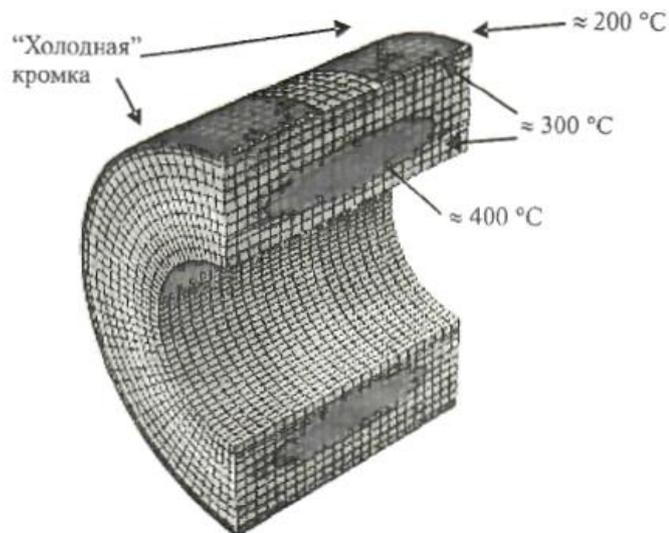


Рисунок 1.3.11 – Расчетное распределение температуры внутри рулона через 6 ч после охлаждения [121]

В работе были построены графики зависимости распределения прочностных свойств по длине и ширине рулонного проката, рисунки 1.3.12 и 1.3.13.

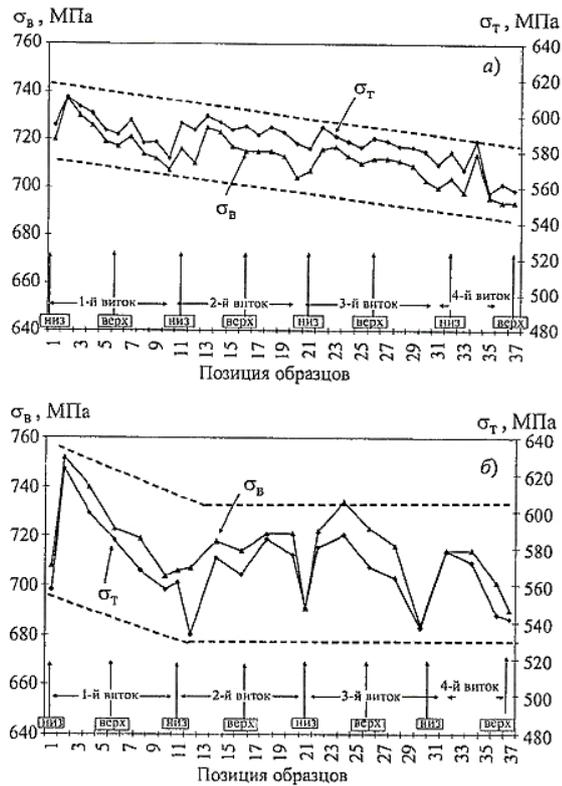


Рисунок 1.3.12 – Механические свойства в центре (а) и по краю (б) полосы на длине четырех внешних витков горячекатанного рулона [121]

По представленным данным видно амплитудное колебание прочностных свойств по длине рулонного проката, что говорит о неравномерном распределении температуры. Период изменения практически совпадает с длиной полного витка рулона. Наибольшую амплитуду разброса прочностных свойств имеют образцы, которые были вырезаны из кромки полосы, рисунок 1.3.12, б, при этом у верхней части рулона эти характеристики выше, чем у нижней на  $\sim 10-70$  МПа, что говорит о разном отводе тепла на этих участках.



Рисунок 1.3.13 – Изменение предела текучести (а) и временного сопротивления разрыву (б) в центре и по краю полосы на длине четырех внешних витков горячекатанного рулона [121]

Места, от которых были вырезаны образцы для испытаний в центральных частях полосы, имеют более равномерное распределение прочностных характеристик, рисунок 1.3.12, а, но также характеризуются более выраженной линейной тенденцией их снижения ближе к центральной части рулона, что говорит о развитии процессов самоотпуска [122]. На первом витке прочностные свойства рулонного проката выше на кромке полосы, чем в центральной части, что обусловлено более быстрым охлаждением и формированием более дисперсной структуры (меньшим размером ферритного зерна, перлитных колоний и межпластинчатым расстоянием), рисунок 1.3.13. Авторы утверждают, что различия в структуре сглаживаются на витках, приближенных к центральной части сечения рулона. Так как структурные составляющие примерно одинаковые после второго витка по длине рулона, то более высокие значения предела текучести в середине полосы по сравнению с кромками можно объяснить выделениями карбидных и карбонитридных частиц в процессе самоотпуска.

Подобные распределения наблюдаются у рулонного проката толщиной 5 мм, прокатанного на стане 2000 ПАО «Северсталь», рисунок 1.3.14, данные автора.

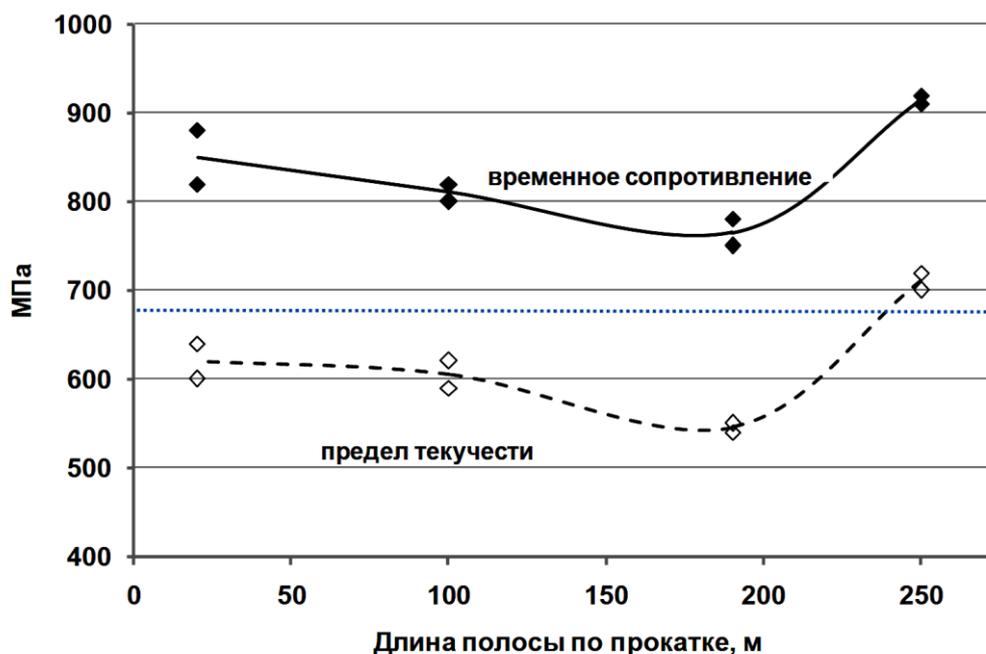


Рисунок 1.3.14 – Распределение значений предела текучести и временного сопротивления по длине рулона (синий пунктир – минимальные значения предела текучести)

Таким образом, в работе [121] показано, что в сложнолегированных сталях типа 20Г распад аустенита не успевает пройти на отводящем рольганге линии НШПС, поэтому этот процесс часто заканчивается на этапах транспортировки и охлаждения рулона в складских помещениях. Недостаточное внимание именно этим операциям приводит к большому разбросу механических свойств по длине и ширине полосы.

Для устранения подобной проблемы в работах [122, 123] предлагается использовать контролируемое охлаждение рулонов в течении первых часов охлаждения, с этой целью применяются технологии ускоренного охлаждения (УО) или термостатирования. Предлагаемые технологии применяются в зависимости от химического состава и требуемых физико-механических свойств сталей, при этом необходимо либо замедление скорости охлаждения внешних (внутренних и наружных) витков – термостатирование, либо увеличение скорости охлаждения средних по смотке витков – УО [124]. Эти стадии регулируемого охлаждения рулона (РОР) должны начинаться как можно раньше после смотки металла в рулон [123, 124].

УО проводят для фиксации сформированной микроструктуры после прокатки и для сталей, где нет необходимости выделения частиц второй фазы. Для реализации

этого элемента POP на действующих транспортных линиях были предложены следующие технические решения, рисунок 1.3.15, которые позволят заметно выравнять температурные градиенты по длине и ширине рулона, рисунок 1.3.16 [123], а соответственно и физико-механические свойства листового проката, при этом на треть сократить длительность производственного цикла горячей прокатки этих полос [124].

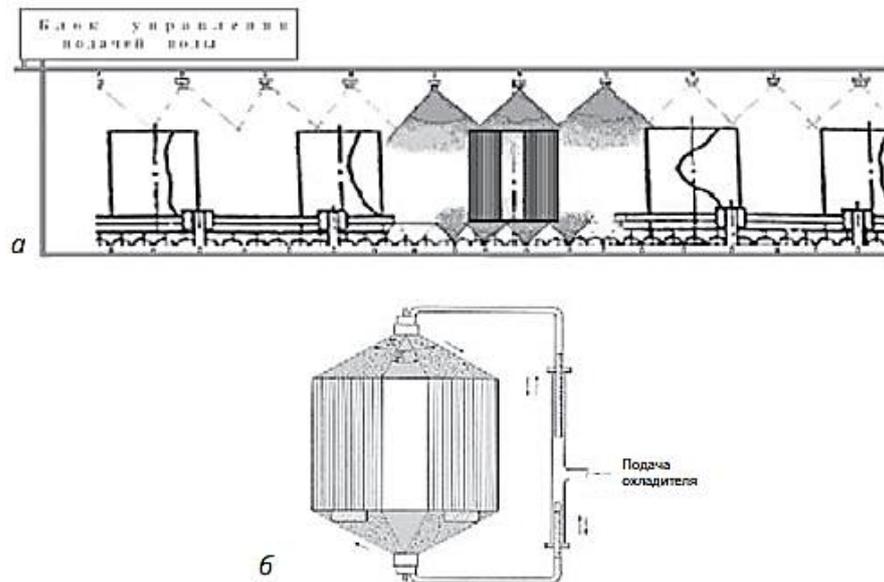


Рисунок 1.3.15 – Конвейер горячих рулонов, оснащенный системой УО (а) и схема подачи охладителя к основаниям рулона (б) [124]

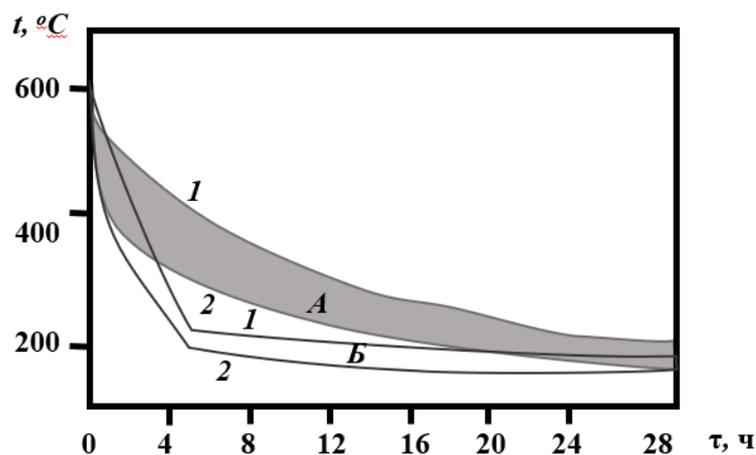


Рисунок 1.3.16 – Темп охлаждения рулонов «классическим» способом (А) и ускоренно (Б) [123]

Технологию термостатирования, как правило, применяют для завершения всех процессов формирования микроструктуры (выделение частиц второй фазы, возврат, и т.д.). Для сохранения тепловой энергии на внешних витках рулона,

установленного вертикально на транспортном конвейере, в работе [125] предложили размещать на его верхнюю часть металлический лист, армированный асбестом. Более упрощенным способом реализации технологического решения по термостатированию рулонов является нанесения тонкого слоя теплозащитного покрытия на всю тепловыделяющую поверхность горячего рулона непосредственно после снятия его с барабана моталки перед установкой на транспортный конвейер, рисунок 1.3.17. После формирования конечной микроструктуры в процессе термостатирования рулоны могут подвергаться процедуре УОР (ускоренного охлаждения рулона) на стационарных участках склада, рисунок 1.3.18 [124].

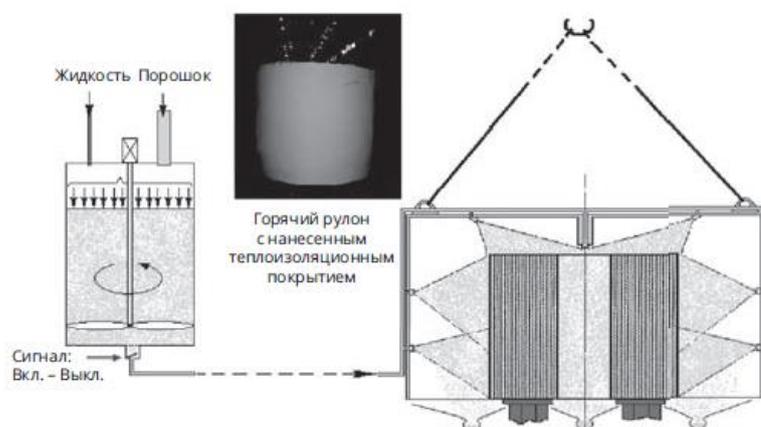


Рисунок 1.3.17 - Схема нанесения теплоизоляционного покрытия на горячий рулон после снятия его с барабана моталки и фото экспериментального образца в условиях реального производства [124]

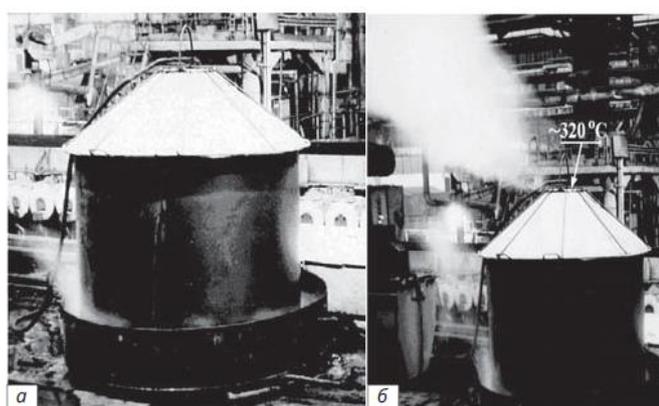


Рисунок 1.3.18 – Экспериментальное исследование технических параметров УО рулонов: а — охладитель подводится только к нижнему основанию рулона; б — охладитель подведен к нижнему и верхнему основаниям рулона [124]

В работе [123] экспериментально подтверждено влияние технологии термостатирования на распределение температуры по площади рулона, рисунок 1.3.19.

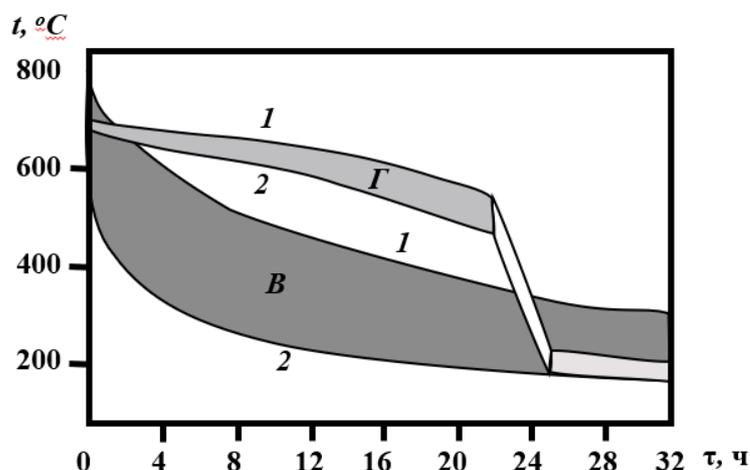


Рисунок 1.3.19 - Охлаждение рулонов «классическим» способом (В) и с применением технологии термостатирования (Б) [123]

Таким образом, для устранения неравномерности механических свойств рулонного проката, изготовленного из низкоуглеродистых легированных сталей, по длине и ширине целесообразно использовать технологию регулируемого охлаждения.

### 1.3.5.2 Анизотропия механических свойств рулонного проката

Анизотропия механических свойств, в частности ударной вязкости, является фундаментальной проблемой при производстве листового проката на непрерывных станах горячей прокатки. Она проявляется в значительных различиях характеристик материала вдоль продольного (направление прокатки RD), поперечного (TD) и диагонального ( $45^\circ$  к RD) направлений.

Технологические параметры процесса горячей прокатки такие как температура окончания прокатки, степень обжатия, скорость охлаждения формируют специфическую микроструктуру и кристаллографическую текстуру, которые напрямую влияют на сопротивление материала ударным нагрузкам. Для ответственных применений, таких как корпуса судов и кораблей, стрелы автокранов или ветроэнергетические установки, где конструкции подвергаются динамическим

и циклическим нагрузкам, учет анизотропии становится критически важным для обеспечения долговечности и безопасности [126, 127].

В работах [126, 127] отмечаются следующие факторы, определяющие анизотропию ударной вязкости:

1. *Кристаллографическая текстура и ее формирование.* Горячая прокатка индуцирует развитие предпочтительных ориентаций кристаллографических решеток (текстур), которые определяют анизотропию механических свойств. В высокопрочных низколегированных, например, автомобильных сталях, таких как TRIP-сталь (DF-TRIP), текстура формируется во время прокатки. EBSD-анализ выявил доминирование компонентов текстуры  $\{112\}$   $\langle 110 \rangle$  и  $\{332\}$   $\langle 113 \rangle$  в ферритной матрице. Эти компоненты приводят к различию в факторах Тейлора (индикаторах плотности дислокаций) для различных направлений нагружений: при деформации вдоль RD фактор Тейлора ниже, что облегчает пластическое течение и повышает устойчивость к разрушению. При этом в TD - более высокий фактор Тейлора, что увеличивает хрупкость [126].

2. *Ориентация микроструктурных составляющих.* Исследования [127] стали Q420C, применяемой в башнях ветроэнергетических установок, показали, что включения неметаллических фаз и границы зерен вытягиваются вдоль RD. Это создает «легкие» и «трудные» пути для распространения трещин: в направлении TD трещина чаще встречает барьер (граница зерен, включения), что повышает ударную вязкость на 15-22% по сравнению с RD. При этом рост усталостных трещин в RD происходит на 15-22% быстрее, чем по TD, что подтверждено испытаниями при коэффициентах асимметрии цикла  $R=0,1$  и  $R=0,3$ .

В работах [126, 128] отмечают следующее:

1. Снижение температуры конца прокатки ниже  $A_{r3}$  (например, до 850 °C) способствует формированию изотропной структуры  $\{332\}$   $\langle 113 \rangle$ , уменьшающей анизотропию прочностных свойств [126].

2. Обжатия более 50 % интенсифицируют динамическую рекристаллизацию, измельчающую зерно и повышающую ударную вязкость равномерно по всем направлениям [126].

3. В исследованных в работе [128] высокопрочных марганцевых сталях (Perform 700, Strenx 650 MCD, Strenx 700 MCE и др.), подвергнутых ТМО,

наблюдается снижение коэффициента анизотропии ударной вязкости ( $K_a$ ) с увеличением содержания титана и его повышение с ростом содержания алюминия.

4. Карбонитриды Ti и Ti+Al инициируют образование крупных ямок и микрорасслоений, что приводит к повышению критической температуры хрупкости. Крупные частицы включений дробятся при прокатке, образуя цепочки крупных ямок, которые изменяют температуру вязко-хрупкого перехода.

5. Сера способствует образованию вытянутых сульфидных и оксисульфидных включений, а углерод — перлитной составляющей, которые также инициируют крупные «ямки», влияющие на порог хладноломкости.

Таким образом, анизотропия ударной вязкости — неизбежное следствие термомеханической обработки на непрерывных станах, но ее можно минимизировать за счет разработки оптимальных режимов прокатки, а также качественной выплавки металла и разработки оптимального химического состава.

### **1.3.6 Влияние условий прокатки на дефекты формы рулонного проката**

Важнейшими показателями качества на всех этапах производства от прокатки сляба до правки стального листа являются его форма и геометрические размеры. При производстве рулонного проката на станах непрерывной горячей прокатки могут образовываться различные дефекты, возникновение которых зависит от соблюдения технологического процесса термомеханической обработки. В таблице П1 (Приложение 1) приведены характерные дефекты горячекатанных рулонов, образованные при прокатке, и способы их устранения.

Формообразование на каждом этапе производства характеризуется различными особенностями и определяет реализуемость всех свойств листовой металлопродукции. Важность получения качественного горячекатаного широкополосного листового проката описана в работах [129-135]. Однако с повышением прочности рулонного проката не все методы, представленные в таблице П1 (Приложении 1), позволяют получить годный полуфабрикат. Отмечаются следующие наиболее важные геометрические характеристики листового проката: профиль поперечного сечения и плоскостность. Вторая из двух перечисленных характеристик определяется как наибольшее расстояние от точек

реальной поверхности до прилегающей плоскости. Обычно она определяется на 1 м длины. На рисунке 1.3.20 представлена неплоскостность листа в виде краевой волнистости и схема измерения отклонений от плоскостности.

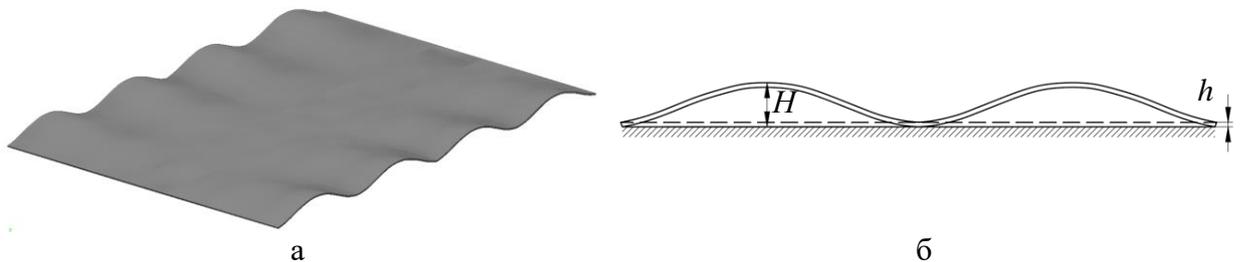


Рисунок 1.3.20 – Неплоскостность – краевая волнистость (а), измерение отклонения от плоскостности  $\Delta = H - h$ , где  $H$  – высота волны;  $h$  – толщина полосы (б) [129]

Многие методы устранения дефектов формы горячекатанного проката имеют определенные недостатки. Например, в последнее время для получения годного рулонного проката по плоскостности и форме поперечного сечения подбирают профилировку валков [129-135], но этот метод подходит только для определенного типоразмера полос. С увеличением ширины полосы условия поперечного перемещения металла понижается, в результате чего равномерность распределения погонной нагрузки по ширине раската снижается при термомодеформационной обработке, и формируется разная толщина проката [133]. Тепловое регулирование бочек валков достаточно неточный метод, инерционен, при этом его используют только на прокатных станах с небольшими скоростями прокатки или на дрессировочных станах. Применение противоизгиба рабочих и дополнительного изгиба опорных валков приводит к дополнительному нагружению подшипников и более интенсивному износу бочек валков [130]. Основным преимуществом гидравлического изгиба валков в клети Кварто является его быстроедействие, позволяющее регулировать поперечный профиль полосы непосредственно при прокатке, а также возможность на одних и тех же валках прокатывать полосы различной ширины, разного профиля, с различными режимами обжатий [134].

Существуют три основных схемы гидравлического изгиба, приведенные на рисунке 1.3.21.

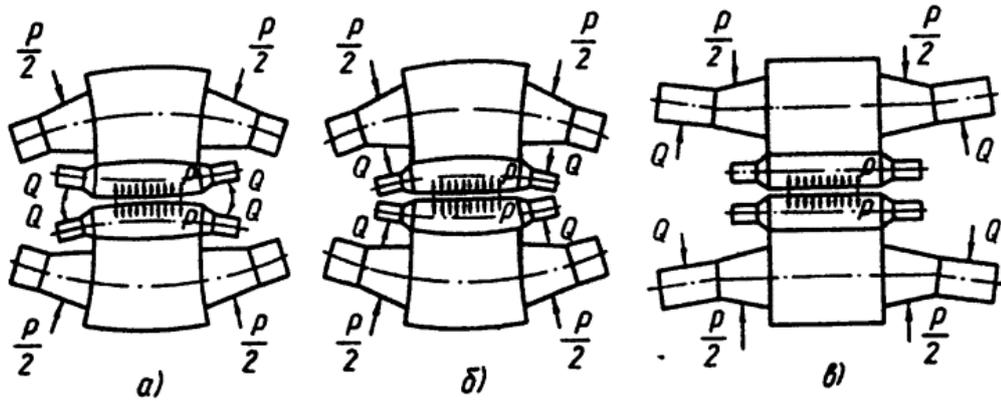


Рисунок 1.3.21 – Схема гидроизгиба валков в клети Кварто: а – противоизгиб рабочих валков; б – дополнительный изгиб рабочих валков; в – противоизгиб опорных валков [130]

Данный метод наиболее эффективен при прокатке широких полос, что подтверждается данными, рисунок 1.3.22.

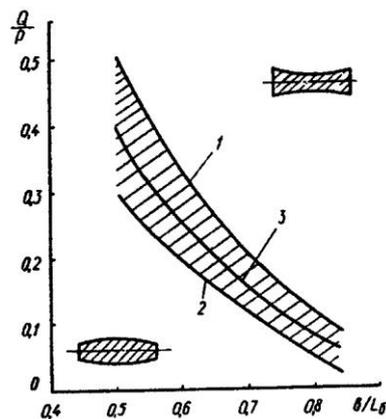


Рисунок 1.3.22 – Соотношение между усилиями противоизгиба и давлением термомодеформационной обработки, необходимое для прокатки планшетных полос: 1 – верхняя граница опытных данных; 2 – нижняя граница опытных данных; 3 – экспериментальная кривая [130]

В работе [133] предложена новая классификация методов управления плоскостностью и технологические факторы её улучшения, рисунок П1 (Приложение 1).

В последнее время используют CVC (Continuously Variable Crown – непрерывно изменяемая кривизна) систему профилирования, разработанную фирмой SMS group (SMS Demag AG, SMS Schloemann Siemag AG) [129]. Принцип действия этой системы представлен на рисунке 1.3.23.

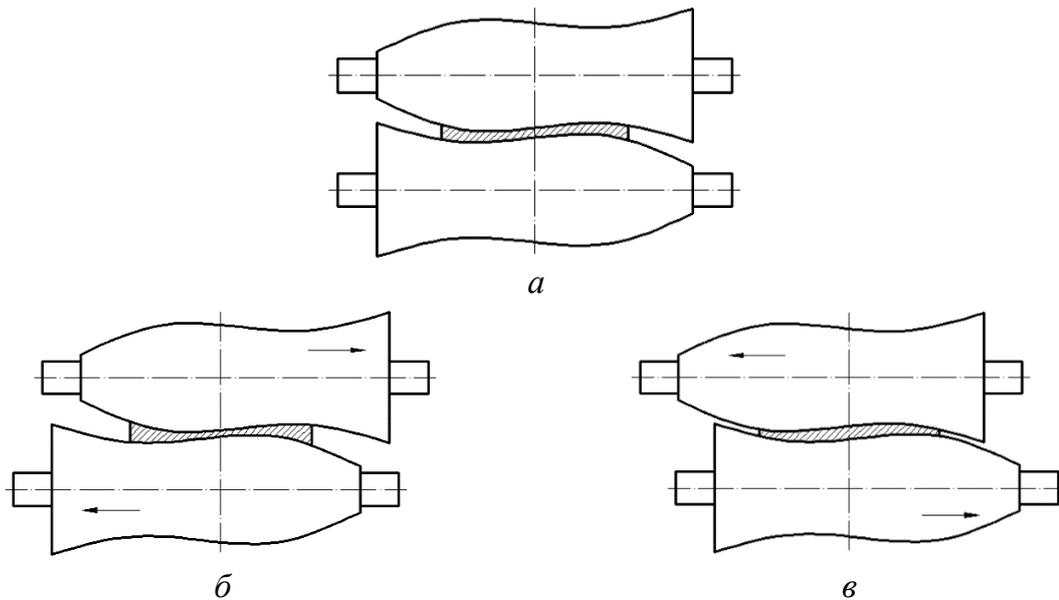
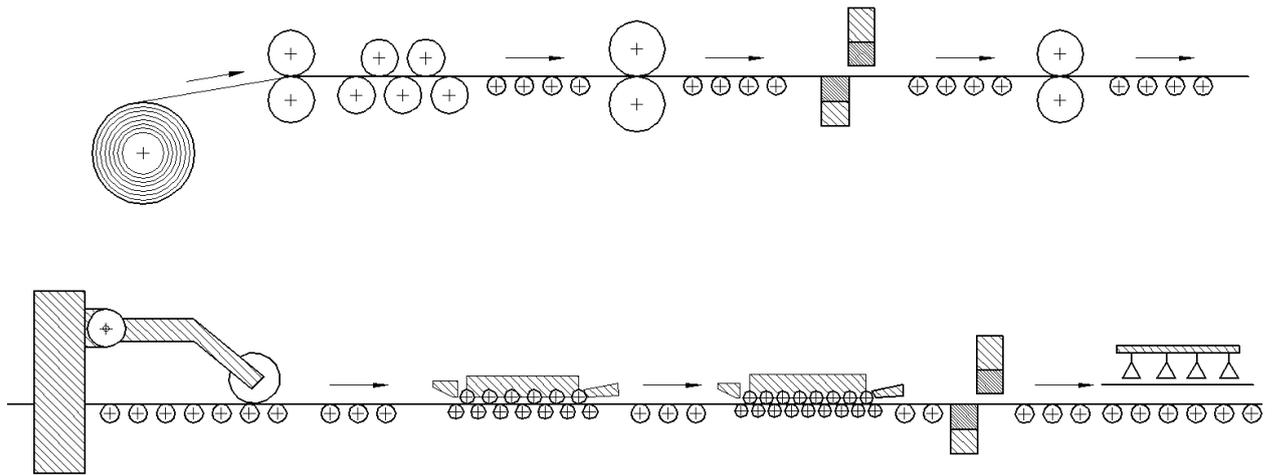


Рисунок 1.3.23 – Принцип действия технологии CVC с S-образной профилировкой рабочих валков [129]

Валки установлены таким образом, что межвалковый зазор по всей длине бочки имеет одинаковую высоту. В таком положении профилированные валки оказывают на полосу такое влияние, как цилиндрические валки. Если верхний рабочий валок смещен вправо, а нижний – влево (рисунок 1.3.23, б), на одинаковую величина, то прокатываемая полоса получает обжатие по середине ширины, чем по краям. Наоборот, если верхний рабочий валок сдвинут влево, а нижний – вправо на одинаковую величину, то обжатие по краям полосы будет больше, чем по середине. Таким образом, благодаря смещению профилированных валков в осевом направлении регулируется поперечный профиль и плоскостность прокатываемых полос [129].

На сегодняшний день наиболее эффективным методом исправления дефектов плоскостности является правка проката на роликовых правильных машинах (РПМ). Как правило, РПМ устанавливаются в линии агрегатов поперечной резки (АПР). Пример АПР представлен на рисунке 1.3.24.



1 – разматыватель рулонов; 2 – тянущие ролики; 3 – машина для предварительной правки;  
4 – машина для сухой очистки полосы; 5 – гильотинные ножницы; 6 – кромкообрезные  
ножницы; 7 – тринадцатирولیковая машина; 8 – семнадцатирولیковая машина; 9 –  
листоукладчик

Рисунок 1.3.24 – Схема агрегата поперечной резки [129]

Машина предварительной правки 3 используется для устранения дефекта рулонной кривизны и грубых дефектов плоскостности, она включает обычно до пяти роликов большего (в 2–3 раза) диаметра по сравнению с РПМ 7 и 8, установленными далее в линии для окончательной правки разного сортамента или последовательного применения по схеме: РПМ 7 – уменьшает дефект, а РПМ 8 – его исправляет [129]. Как правило, РПМ 7 и 8 правит уже порезанный на определённую длину листовой проката в отличие от машины предварительной правки 3.

РПМ состоит из роликов верхнего и нижнего ряда, расположенных в шахматном порядке, рисунок 1.3.25.

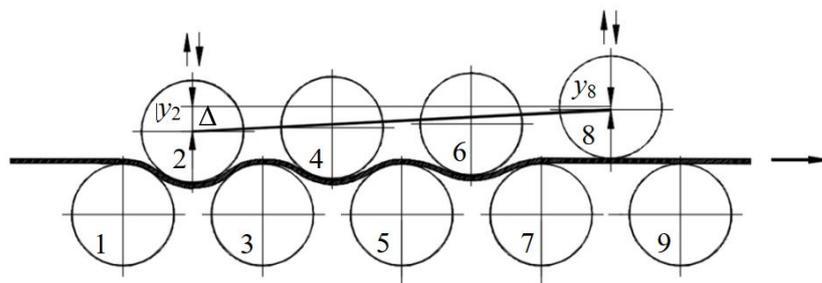


Рисунок 1.3.25 – Схема 9-роликовой правильной машины [129]

Верхний ряд роликов имеет наклон за счет разных перемещений первого  $y_2$  и последнего  $y_8$  роликов. Формоизменение полосы происходит на основе ее многократного изгиба с цикловым воздействием растягивающих и сжимающих усилий на поверхностные волокна с напряжениями, превосходящими предел текучести материала, при этом внутренняя часть полосы или нейтральное волокно не подвергается деформации [129].

Процесс упругопластического изгиба позволяет устранять различные отклонения от плоскостности. Для увеличения воздействия на исправление неплоскостности роликовая правильная машина (РПМ) оснащается опорными роликами. Каждый рабочий ролик 1, рисунок 1.3.26, по длине контактирует с блоками опорных роликов 2.



Рисунок 1.3.26 – Схемы воздействия опорных роликов для устранения дефектов: *a* – короба; *б* – волны [129]

Неподвижные опорные ролики установлены в верхней части машины, а подвижные – в нижней. При наличии в исходной полосе вытянутых волокон в середине (короб) необходимо растягивать полосу на участках, где присутствуют волокна меньшей длины (то есть там, где дефект не наблюдается) – это схема «а» воздействия опорных роликов на рабочий. И, наоборот, при наличии вытянутых волокон по кромкам (волна) необходимо воздействовать опорными роликами по схеме «б», вытягивая волокна средней части для достижения ими длины волокон дефектных участков. Такие технологические воздействия на полосу приводят к эффективному исправлению дефектов формы за счет выравнивания вытяжек металла по ширине, но неравномерность деформации по толщине проката при прохождении его через ролики машины приводит к появлению остаточных напряжений [129].

Наиболее значимыми конструкционными параметрами, позволяющими эффективно контролировать процесс правки на роликовых правильных машинах,

являются:  $D$  – диаметр роликов,  $t$  – шаг между роликами одного ряда,  $n$  – число роликов и  $\Delta$  – перемещение роликов вниз [129].

Следует отметить, что вышеперечисленные методы по усовершенствованию плоскостности листового проката позволяют устранять дефекты монолитного тела, однако большинство машиностроительных предприятий используют высокотехнологичные методы переработки. Поэтому иногда предъявляются дополнительные требования по обеспечению высокой плоскостности и после обработки, например, методом лазерной и плазменной резки. На рисунке 1.3.27 показан изгиб горячекатаного листа толщиной 3 мм после раскроя на установке плазменной резки на полосы шириной 100 мм и длиной 1 метр. Отклонение от плоскостности у краевых полосок в этом случае было в пределах 70 мм [129].



Рисунок 1.3.27 – Деформация горячекатаного листа после плазменной резки [129]

С увеличением ширины листового проката плоскостность ухудшается, из-за чего отбраковка негодного листового проката повышается даже после правок на РПМ. Поэтому в работе [129] была предложена методика по увеличению качества листового проката большой ширины, рисунок П2 (Приложение 1).

В работе [129] на основании разработанной методики были разработаны режимы правки полос шириной 1500 мм в 13- и 17-роликовых правильных машинах, установленных в линии АПР-4, и 15-роликовой машины линии АПР-3 цеха отделки металла № 2 ПАО «Северсталь», таблица П2 (Приложение 1).

Таким образом, для обеспечения высокого качества листового проката необходим комплексный подход, включающий не только совершенствование технологий прокатки, но и эффективные методы исправления дефектов формы,

способные компенсировать деформации, возникающие как в процессе производства, так и при последующей обработке. При этом большинство дефектов может быть устранено выбором рациональных технологических режимов.

### **1.5 Постановка задачи**

В судостроении уменьшение массы корпуса – одна из важнейших проблем в настоящее время. Добиться высокой эффективности транспортных судов во время эксплуатации можно за счет увеличения количества перевозимого груза за один рейс. Для корпусов судов требуются листы толщиной от 5 до 15 мм из стали высокой прочности с гарантированным пределом текучести 460 МПа и выше.

Производство листового проката толщиной от 8 до 15 мм на сегодняшний момент реализуется преимущественно на реверсивных станах горячей прокатки с последующей термообработкой. При этом производство листов толщиной 8-15 мм на реверсивных станах из крупных слябов (толщиной 300-350 мм) ограничивает производительность и увеличивает энергозатратность процесса. Производство листов толщиной от 5 до 7,5 мм из судостроительной стали в России ограничено поставками стали повышенной прочности (не более 390 МПа), а продукция из стали высокой прочности до настоящего времени преимущественно приобреталась за рубежом, но часто не отвечала требованиям по изотропности механических свойств, в первую очередь, работы (энергии) удара в продольном и поперечном направлении по отношению к направлению прокатки.

Судостроительные высокопрочные стали преимущественно поставляют толщиной 10 мм и более, но для реверсивных станков с шириной бочки валков 5000 мм предпочтительный сортамент - более 15 мм ввиду того, что при меньших толщинах листового проката при производстве из крупных слябов (толщиной 300-350 мм) приходится использовать технологии с изготовлением промежуточных подкатов, что усложняет процесс производства, снижает производительность и может приводить к неудовлетворительному качеству поверхности из-за повторных нагревов полуфабрикатов.

В связи с этим для создания российского производства судостроительных материалов в небольшой толщине появилась необходимость в разработке

технологии изготовления на непрерывных станах горячей прокатки листового проката толщиной 5-7,5 мм из хладостойкой стали с пределом текучести 460 МПа и выше для морской техники, а также опробование технологии изготовления высокопрочного листового проката толщиной 8-15 мм на реверсивном стане. Преимущественной технологией для получения высокопрочного листового проката на непрерывных станах является термомеханическая обработка (с этапом высокоскоростной деформации) с ускоренным охлаждением (ТМО) и смоткой в рулон. Такая технология реализована, например, для штрипса классов прочности Х70-Х80, из которого изготавливают спиралешовные трубы, а также для некоторых марок строительной стали. В судостроении листовая прокат всех толщин должен поставляться в листах, в частности, разрезанных из рулонов.

Для получения стали с пределом текучести 460 МПа и выше необходимо создать условия для образования феррито-бейнитной, бейнитной, бейнитно-мартенситной или мартенситной структуры, что обычно решается за счет увеличения содержания легирующих элементов. При повышении прочности стали возникает проблема в сохранении высоких показателей пластичности и ударной вязкости материала при низких температурах. Обеспечение повышенной хладостойкости происходит за счет измельчения зерна, добавления никеля и микролегирующих элементов, повышения металлургического качества металла и многих других факторов. Стоит учитывать, кроме того, что экономическая целесообразность - это показатель, без которого невозможна организация нового производства. Поэтому при изготовлении листового проката из высокопрочных хладостойких сталей от термической обработки следует отказаться, а при использовании термомеханической обработки важен рациональный подход к выбору технологических параметров и химического состава.

Повышение содержания углерода с целью повышения прочности нецелесообразно для сохранения высокой свариваемости, кроме того, углерод оказывает сильное охрупчивающее влияние. Снижение температуры конца прокатки вследствие наклепа видится наиболее простым способом повышения прочностных характеристик листового проката при ТМО, но может приводить к снижению пластичности. Следует также отметить, что листопркатные валки являются дорогостоящим сменным оборудованием, а их частая смена увеличивает

себестоимость металлопродукции. По этой причине важно подбирать термомодеформационные параметры изготовления так, чтобы обеспечить наименьший износ валков при условии сохранения требуемой геометрии листового проката.

Вопросы производства листового проката небольших толщин применительно к сталям судостроительного назначения все еще не решены, а наиболее проблемными моментами являются обеспечение хладостойкости при экономном легировании, равномерность механических свойств по длине рулона, анизотропия структуры и вызванная этим анизотропия работы удара, коробление, особенно кромок, листов из высокопрочной стали при прокатке и смотке в рулон, которое появляется в результате неравномерного распределения температур по площади и по толщине при нерационально выбранных режимах прокатки и ускоренного охлаждения, вызывая разнонаправленные напряжения. Значения таких напряжений могут быть значительно выше значений предела текучести, в связи с чем повышается риск образования и распространения трещин и снижение сопротивления хрупким разрушениям.

В связи с этим **целью** настоящей работы является разработка технологических режимов производства листового проката толщиной 5-15 мм из высокопрочной хладостойкой стали с пределом текучести не менее 460 МПа для морской техники на основании имитационного моделирования, их опробование в лабораторных условиях, и разработка рекомендаций для промышленного производства.

Для решения поставленной цели поставлены следующие **задачи**:

1. Разработка требований к листовому прокату толщиной 5-15 мм из стали с гарантированным пределом текучести 460, 500, 550, 620 и 690 МПа.
2. Разработка научно-обоснованных решений для создания технологии производства листового проката толщиной 5-15 мм на основе имитационного моделирования и определение влияния технологических параметров на формирование конечной микроструктуры:
  - исследование фазовых превращения;
  - исследование процессов динамической рекристаллизации в зависимости от температуры и скорости деформации на пластометре «Gleeble 3800»;

- исследование процессов структурообразования при горячей пластической деформации и ускоренном охлаждении при имитационном моделировании отдельных этапов и сквозного технологического процесса на дилатометре с возможностью сжатия и пластометре «Gleeble 3800».
3. Изготовление опытных образцов листового проката толщиной 5-15 мм на лабораторных станах «Дуо-600» и «Кварто-800».
  4. Определение взаимосвязи структуры с механическими свойствами стали и сопротивлением хрупкому разрушению и оценка качества листового проката.
  5. Опробование производства листового проката толщиной 8-15 мм в промышленных условиях и оценка его качества.
  6. Разработка методических указаний для имитационного моделирования технологического процесса изготовления листового проката на непрерывном стане горячей прокатки.
  7. Разработка рекомендации для адаптации разработанных технологических режимов к промышленному производству на непрерывном стане.

## ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

### 2.1 Исследуемые материалы

Для разработки технологических параметров изготовления листового проката толщиной 5-15 мм на непрерывном стане горячей прокатки использовали марганцево-никелевую сталь марки 07Г2НФБ двух плавов, микролегированную ниобием и ванадием, и хромникельмолибденовую сталь 09ХН2МД трех плавов, микролегированную ванадием (09ХН2МДФ) или ниобием (09ХН2МДБ). Опробование промышленного производства листового проката толщиной 8-15 мм на реверсивном стане «5000» выполнено для плавки № 5. Обоснование выбора материалов приведено в главе 3. Химический состав исследованных сталей представлен в таблице 2.1.1.

Таблица 2.1.1 – Химический состав исследуемых марок стали

№ п/п	Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni+Cu	Mo	Nb	V	Ti	N	Al	S	P	C <sub>экв</sub>
		Мас.%													
1	07Г2НФБ (1)	0,07	0,28	1,25	0,02	0,79	0,04	0,035	0,023	0,0050	0,005	0,050	0,001	0,006	0,35
2	07Г2НФБ (2)	0,07	0,35	1,50	0,09	1,06	0,08	0,040	0,030	–	0,007	0,050	0,005	0,040	0,42
3	09ХН2МДБ (1)	0,08	0,25	0,49	0,48	1,89	0,21	0,030	–	0,0010	0,008	0,030	0,001	0,003	0,44
4	09ХН2МДБ (2)	0,09	0,26	0,47	0,42	2,42	0,26	0,030	–	0,0025	0,005	0,034	0,002	0,007	0,47
5	09ХН2МДФ	0,09	0,20	0,48	0,48	2,59	0,33	–	0,040	0,0026	0,005	0,050	0,002	0,006	0,51

### 2.2 Исследование фазовых и структурных превращений

#### 2.2.1 Методика исследования фазовых превращений

Кинетику превращения аустенита при непрерывном охлаждении изучали методами дилатометрического и последующего металлографического анализа путем построения термокинетических диаграмм (ТКД) [134-136] на дилатометре DIL 805 A/D фирмы ВÄНR Thermoanalyse. Перед испытаниями с использованием программного обеспечения задавали температурно-временной режим исследования,

таблица 2.2.1. Для дилатометрических исследований были использованы цилиндрические образцы диаметром 5 мм и длиной 10 мм из сталей исследованных составов. Для приведения в одинаковое исходное состояние образцы обрабатывались по режиму: нагрев до температуры 1200°C со скоростью 5°C/с, выдержка 10 мин, охлаждение со скоростью 5°C/с.

Таблица 2.2.1 – Режимы построения ТКД для исследуемых марок стали

Сталь	V <sub>н</sub> , °C/с	T <sub>н</sub> , °C	Выдержка, сек	V <sub>подст</sub> , °C/с	T <sub>д</sub> , °C	Выдержка, сек	ε, %	έ, с <sup>-1</sup>	V <sub>охл</sub> , °C/с
07Г2НФБ	5	1000	180	5	920	180	25	0,01	0,2; 1; 2; 5; 10; 20; 30; 80
								10	
09ХН2МДБ(Ф)	5	1000	180	5	930	180	30	0,01	0,2; 1; 2; 5; 10; 20; 30; 80
								10	

Для того, чтобы установить влияние скорости деформации на фазовые превращения стали марганцево-никелевой 07Г2НФБ и хромникельмолибденовой 09ХН2МДБ(Ф) композиции легирования, выбирали минимально и максимально возможные скорости деформации, реализуемые на дилатометре DIL 805 A/D.

Образец помещался в камеру дилатометра, в которую закачивался инертный газ (аргон), после чего по режимам из таблицы 2.2.1 проводилась его термомодеформационная обработка с последующим охлаждением при разных скоростях.

При повышении температуры происходит расширение металла, а при охлаждении его сужение, при этом фиксируется изменение длины образца, рисунок 2.2.1. Неравномерное изменение длины образца связано с перестройкой его кристаллической решетки, т.е. с фазовыми превращениями. На дилатограмме, рисунок 2.2.1, пики на кривой (зеленые – при нагреве; синие – при охлаждении) являются критическими точками (температурами) фазового превращения для исследуемого материала.

Критические точки определяются в зависимости от скорости нагрева и охлаждения методом отрыва касательной, и по полученным результатам в

соответствии с ГОСТ Р 8.563-96 строится термокинетическая диаграмма. Корректировка ТКД осуществляется после исследования структуры образцов с помощью оптической металлографии.

ТКД позволяют задавать режимы термомеханической обработки с целью обеспечения заданного фазового состава стали.

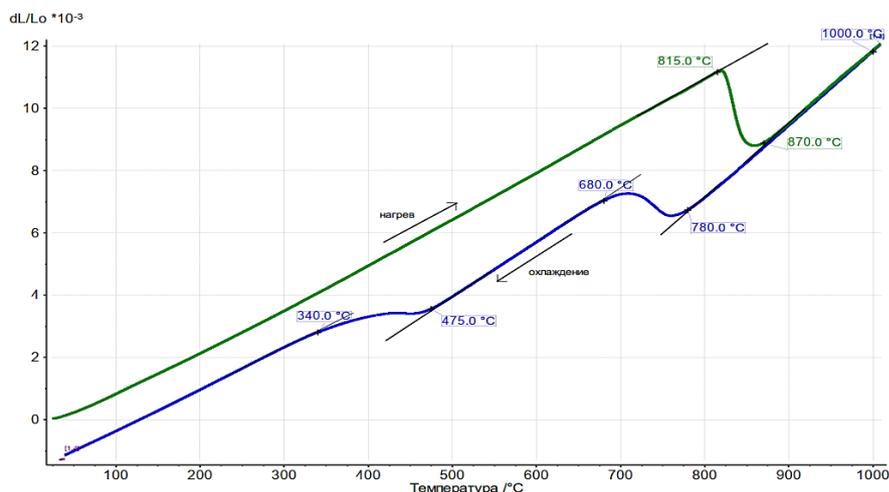


Рисунок 2.2.1 – Пример дилатометрических кривых (зеленые – при нагреве; синие – при охлаждении)

## 2.2.2 Исследования структуры с помощью оптической металлографии

Исследование структуры стали методом оптической металлографии проводилось на микроскопе «Axiovert 40 MAT», рисунок 2.2.2. Исследованию подвергали образцы после исследования на дилатометре DIL 805 A/D и пластометре Gleeble-3800, а также образцы после испытаний на ударный изгиб, вырезанные от поверхности горячекатаного листа. Исследование структуры проводилось на торцах образцов.



Рисунок 2.2.2 – Оптический микроскоп «Axiovert 40 MAT»

Изготовление и травление микрошлифов проводилось в соответствии с РД 5.9555-74. Сначала образцы обрабатывались на шлифовально-полировальной установке фирмы «Struers» в комплексе с модульно автоматической шлифовально-полировальной системой «TegraSystem», которая состоит из диска «TegraPol-21», диаметром 200-250 мм и приспособления «TegraFors» для удерживания и вращения образцов со скоростью 150 об/мин, рисунок 2.2.3.



Рисунок 2.2.3 – Шлифовально-полировальная установка фирмы «Struers»

Шлифовка образцов проводилась на полировальных шлифовальных бумагах в следующем порядке: SIC 1200- 1200 мкм (самая грубая); SIC 600 – 600 мкм (средней грубости); SIC 320 – 320 мкм (наименьшей грубости из всех).

Затем торцы образцов полировались на сукне «DAC», с добавлением коллоидной суспензии на основе кремния с зернистостью 3 мкм. Далее полировка происходила на сукне «NAP», где была взята более дисперсная суспензия, с частицами диаметром в 1 мкм. Финальная полировка производилась на бархате, где зернистость суспензии составила всего 0,05 мкм.

Прессовка образцов проводилась при помощи пресса «CitoPress -15» фирмы «Struers» в объемную смолу фирмы «Bakelite», рисунок 2.2.4.



Рисунок 2.2.4 – Установка для запрессовки образцов в смолу

Для выявления структуры проводилось травление в реактиве «Ниталь». Травление длилось от нескольких секунд до 1-ой минуты. В результате различной интенсивности растворения на поверхности микрошлифа создавался рельеф. При освещении его падающим светом и фиксации отраженных лучей оптическим микроскопом получалась структура стали. Меньшей интенсивности отражения света от более сильно протравившихся зерен способствует большее его растворение, то есть на более протравившемся участке изображение формируется более темным (например, границы зерен) [137], рисунок 2.2.5.

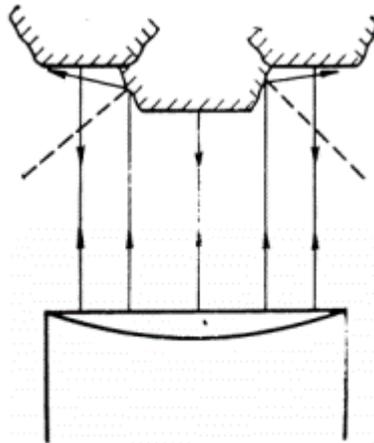


Рисунок 2.2.5 – Схема отражения лучей от полированной и протравленной поверхности микрошлифа [139]

### 2.2.3 Исследования структуры и характера разрушения с помощью растровой электронной микроскопии

Автоматизированный анализ дифракционных картин обратного рассеяния электронов (EBSD-анализа) проводили с помощью растрового сканирующего двулучевого электронно-ионного микроскопа «TESCAN LYRA 3 XM».

Образцы для EBSD-анализа изготавливались аналогично образцам для металлографического анализа (вырезка образца; заделка его в полимер; шлифовка; полировка), конечной операцией является электрополировка. Размеры поверхности шлифа для EBSD-анализа составляла 5x10 мм, толщина образцов 5 мм.

Выявление границ бывших аустенитных зерен выполнялось на образцах после имитационного моделирования в пакете MTEX Matlab. Сканирование осуществлялось с шагом 0,1 мкм на исследовательском поле размером 100x100 мкм. Обработка полученных EBSD-данных производилась в пакете OIM-Analysis, позволяющего анализировать и моделировать различные параметры исследуемой структуры [140].

Средний размер структурных элементов при заданном угле толерантности  $\theta_t$  (заданный признак группирования множества точек в единый структурный элемент), равном 5 и 15°, определяли в соответствии с методикой выполнения измерений МВИ № 304-19-10 «Определение доли, размера (в диапазоне 5-5000 нм) и углов разориентировки нанофрагментов в материалах, подвергнутых интенсивной пластической деформации, с помощью анализатора картин дифракции обратно отраженных электронов и метода одиночных рефлексов», согласно которой погрешность определения размера элемента структуры составляет 2,5 %.

Анализ поверхности разрушения образцов, испытанных на ударный изгиб, проводили методами растровой электронной микроскопии на растровом электронном микроскопе EM-535 фирмы «Philips» в соответствии с в соответствии с РД 50672 – 88 «Классификация видов излома металлов» после предварительной очистки образца растворителем в ультразвуковой камере.

## **2.2.4 Исследования структуры с помощью просвечивающей электронной микроскопии**

При детальном исследовании морфологических особенностей структурных составляющих, процессов карбидообразования, анализе влияния температурных и деформационных изменений при горячей пластической деформации на структуру используют просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ).

Исследования тонкой структуры проводились на просвечивающем электронном микроскопе JEM-200CX с ускоряющим напряжением 120 кВ. Данный электронный микроскоп позволяет получать увеличения от  $\times 46$  до  $\times 480\,000$ .

Подготовка образцов производилась следующим образом. Вначале с помощью фрезеровки изготавливались цилиндрические образцы диаметром 3 мм, которые в дальнейшем подвергались электроискровой резке на диски толщиной до 100 мкм. Затем на шлифовальной бумаге разной зернистости они доводились до толщины 12 мкм для снятия верхних искаженных слоев. Далее образцы подвергались электрополировке (утонению) на установке Metalthin. В качестве электролита использовался раствор хлорной кислоты  $\text{HClO}_4$  (15 мл) в этиловом спирте (285 мл). Электрополировка проводилась при температуре электролита  $10^\circ\text{C}$ , при напряжении 53 В и токе 235 мА.

Кристаллическую решетку дисперсных выделений идентифицировали по методу одиночных рефлексов [141].

## **2.3 Имитационное моделирование процессов структурообразования**

### **2.3.1 Исследование процессов роста зерна с помощью вакуумного травления**

Рост аутенитного зерна при температурах  $1100\text{--}1280^\circ\text{C}$  изучали методом вакуумного травления в соответствии с [142, 143], режимы обработки образцов представлены в таблице 2.3.1.

Перед исследованием все образцы привели в одинаковое исходное состояние по режиму: нагрев до температуры  $1200^\circ\text{C}$  со скоростью  $5^\circ\text{C}/\text{с}$ , выдержка 10 мин, охлаждение со скоростью  $5^\circ\text{C}/\text{с}$ . Для проведения вакуумного травления с целью

выявления аустенитного зерна при заданной температуре нагрева использовалась вакуумная камера дилатометра DIL 805 A/D фирмы VÄHR Thermoanalyse. Уровень вакуума составлял  $p \approx 10^{-5}$  тор. Обработанные шлифы исследовались на оптическом микроскопе «Axiovert 40 MAT». Размер зерна определяли согласно ГОСТ 5639-82.

Таблица 2.3.1 – Режимы имитационного моделирования нагрева металла под прокатку

Скорость нагрева, °C/с	Температура выдержки, °C	Время выдержки, сек	Скорость охлаждения, °C/с
5	1100	25	50
	1150		
	1200		
	1250		
	1280		
	1100	100	
	1150		
	1200		
	1250		
	1280		
	1100	300	
	1150		
	1200		
	1250		
	1280		

### 2.3.2 Исследование процессов динамической рекристаллизации

Исследование динамической рекристаллизации (ДР) проводили при деформации образцов сжатием согласно схеме, рисунок 2.3.1. Все эксперименты проводили на пластометрическом комплексе Gleeble 3800 с использованием образцов диаметром 10 мм и длиной 15 мм.

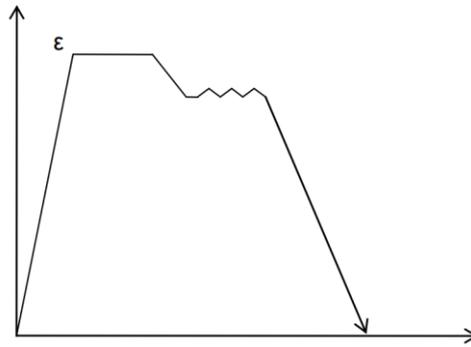


Рисунок 2.3.1 – Схема обработки для определения параметров динамической рекристаллизации

Результатом эксперимента являются кривые пластического течения. Начальная стадия ДР проще всего регистрируется при истинной деформации  $\varepsilon = \varepsilon_p$  по характерному максимуму истинных напряжений  $\sigma = \sigma_p$  на диаграмме деформирования, когда доля материала, охваченная рекристаллизацией, достигает от нескольких до десятка процентов (пороговая деформация), рисунок 2.3.2.

Альтернативной пороговой характеристикой ДР является критическая деформация  $\varepsilon_c < \varepsilon_p$ , соответствующая физическому началу процесса. Однако процедура определения  $\varepsilon_c$  менее точна и не вполне однозначна [144], так как используемая при этом зависимость деформационного упрочнения  $d\sigma/d\varepsilon$  от деформирующих напряжений слишком чувствительна к ошибкам измерения  $\sigma$  и  $\varepsilon$ , а дополнительный металлографический анализ практически бесполезен, поскольку при  $\varepsilon \approx \varepsilon_c$  объемная доля рекристаллизованного материала близка к нулю.

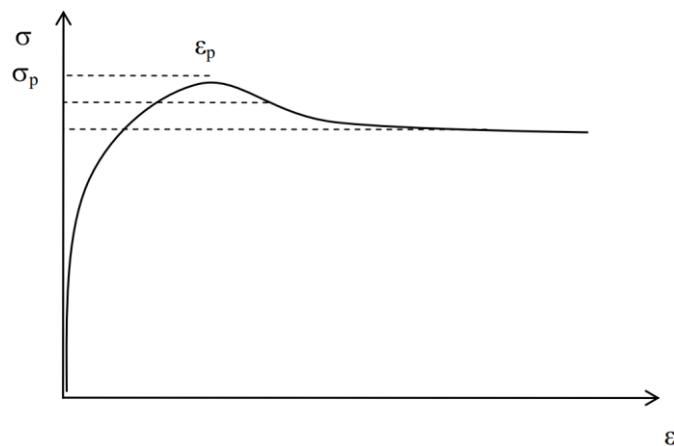


Рисунок 2.3.2 – Схема определения степени динамической рекристаллизации

Величина  $\varepsilon_p$ , используемая в качестве пороговой характеристики ДР аустенита низкоуглеродистых сталей, позволяет, согласно [145], приблизительно оценить  $\varepsilon_c \approx 0.8\varepsilon_p$ , а также деформацию  $\varepsilon_s \approx 3\varepsilon_p$ , при которой новые зерна занимают более 90% деформируемого материала. Характеристики  $\varepsilon_p$  и  $\varepsilon_s$  важно знать при назначении режимов ТМО из-за не вполне однозначной роли ДР аустенита в формировании конечной структуры и свойств стали.

В таблице 2.3.2 приведены режимы исследования процессов динамической рекристаллизации.

Таблица 2.3.2 – Режимы исследования динамической рекристаллизации стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ

Истинная деформация	Температура деформации, °С	Скорость деформации, с <sup>-1</sup>	Скорость охлаждения, °С/с
1	1200	1	17
		5	
		10	
	1150	1	
		5	
		10	
	1100	1	
		5	
		10	

Перед исследованием все образцы для приведения в одинаковое исходное состояние подвергались предварительной термической обработке по режиму: нагрев со скоростью 5 °С до температуры 1220 °С с последующей изотермической выдержкой 60 с и охлаждением со скоростью 15 °С/с до температуры деформации.

### 2.3.3 Имитационное моделирование структурообразования при горячей пластической деформации и ускоренном охлаждении на дилатометре

Обработку образцов с целью имитации однократной горячей пластической деформации на разных этапах технологического процесса и ускоренного

охлаждения выполняли на dilatометре DIL 805 A/D фирмы VÄHR Thermoanalyse, таблицы 2.3.3 и 2.3.4.

Образцы диаметром 5 мм и длиной 10 мм подвергали предварительной обработке по режиму: нагрев до температуры 1200°C со скоростью 5°C/с, выдержка 10 мин, охлаждение со скоростью 5°C/с.

Таблица 2.3.3 – Режимы имитационного моделирования черновой стадии прокатки

№ режима	$T_H, ^\circ\text{C}$	$\tau_{\text{выд}}, \text{сек}$	Охлаждение со скоростью 5 °C/с до температуры $T_{\text{HP}}, ^\circ\text{C}$	Однократная деформация со скоростью 10 с <sup>-1</sup> , %	Скорость охлаждения, °C/с
1	1280	180	1230	50	80
2	1250		1200		
3	1180		1100		
4			1050		
5	1150		1100		
6			1050		
7	1100		1050		
8	1050		1000		

Таблица 2.3.4 – Режимы имитационного моделирования чистой стадии прокатки и ускоренного охлаждения

№ режима	$T_H, ^\circ\text{C}$	$\tau_{\text{выд}}, \text{сек}$	Охл. со скоростью 5 °C/с до $T_{\text{HP}}, ^\circ\text{C}$	Однократная деформация со скоростью 10 с <sup>-1</sup> , %	Охл. со скоростью 20 °C/с до температуры, °C	Охл. со скоростью 30 °C/с до $T_{\text{CM}}, ^\circ\text{C}$	Скорость охлаждения, °C/с
9	1050	3	1000	50	950	650	0,07
10						600	0,025
11							550
12						500	
13							500
14						500	
15							500
16						500	

### 2.3.4 Имитационное моделирование технологических режимов на пластометре «Gleeble-3800»

Многофункциональный пластометрический комплекс «Gleeble 3800» компании Dynamic Systems Inc. представляет собой наиболее современную и эффективную версию термомеханического симулятора («пластометра»), предназначенного для имитации на малых лабораторных образцах реальных технологических процессов. Установка способна выполнять заданные операции деформации материалов, и количество операций лимитируется только способностью материала к деформации. При этом комплекс позволяет определять свойства материалов и реализовывать все возможные скорости нагрева и охлаждения.

При разработке режимов моделирования была проанализирована современная литература, описывающая способы моделирования режимов пластической деформации применительно к современным прокатным станам на комплексе «Gleeble 3800». Для моделирования выбраны образцы в виде цилиндров диаметром 10 мм и длиной 15 мм, рисунок 2.3.3.

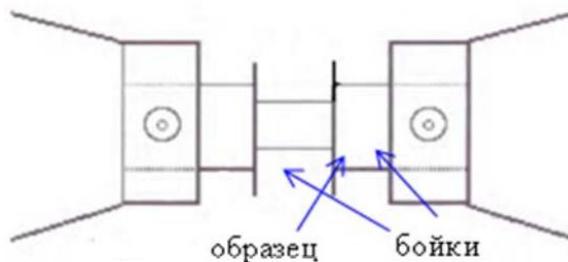


Рисунок 2.3.3 – Испытания на сжатие цилиндрических образцов

При моделировании режимов ТМО на пластометрическом комплексе «Gleeble 3800» возможно охватить весь технологический процесс, используемый в промышленности при прокатке. Температурно-деформационный режим для моделирования процессов термомеханической обработки применительно к современным непрерывным широкополосным прокатным станам горячей прокатки заключается в имитации нагрева под прокатку, черновой стадии прокатки,

промежуточного подстуживания, чистовой стадии, ускоренного охлаждения, смотки в рулон и дальнейшего замедленного охлаждения.

Перед установкой в испытательный модуль в средней части образцов припаивали термопару. Для снижения окалинообразования испытания проводили в вакууме глубиной  $10^{-5}$  мм ртутного столба, а также без вакуума для сравнения получаемых результатов. Нагрев образцов осуществлялся электроконтактным способом.

Режимы обработки образцов представлены в главе 4.

## **2.4 Определение стандартных механических свойств**

### **2.4.1 Измерение твердости**

Твердость по Виккерсу  $HV_{10}$  определяли по ГОСТ 2999 на образцах после имитационного моделирования на дилатометре DIL 805 A/D и пластометре «Gleeble-3800». Замеры твердости по Виккерсу производили на твердомере Zwick/Roell 5030SKV. Для каждой точки проводили не менее 5 измерений.

### **2.4.2 Испытание на растяжение**

Для определения прочностных и пластических характеристик стали проводилось испытание на растяжение при комнатной температуре по ГОСТ 1497-2023 на плоских пропорциональных образцах шириной 25 мм типа I № 21 и 11 для листов толщин 5 и 15 мм соответственно, рисунок 2.4.1. Образцы вырезались поперек проката по 2 на каждый режим термомеханической обработки. Испытания полнотолщинных образцов проводили на испытательной машине Schenk PEZ 5834 (1000 кН) с экстензометром DSA100/10.

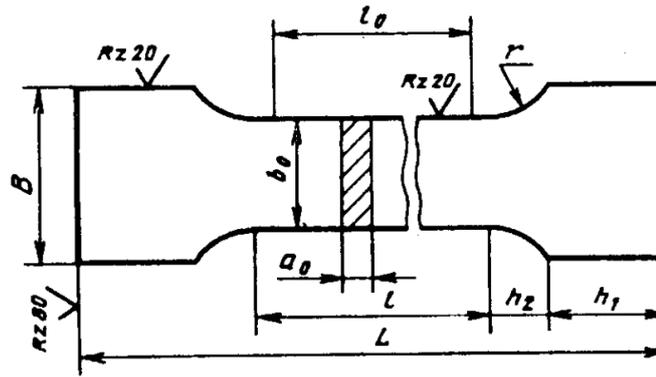


Рисунок 2.4.1 – Эскиз плоского пропорционального образца для испытания на статический изгиб

При испытании оценивали следующие характеристики:

- временное сопротивление разрыву, МПа;
- условный предел текучести, МПа;
- относительное удлинение, %.

Обработку, анализ и оценку результатов испытаний выполняли по ГОСТ 1497-2023.

### 2.4.3 Испытание на ударные изгиб

Испытания на ударный изгиб проводили при температурах минус 20°C, минус 40°C и минус 60°C по ГОСТ 9454-78 образцов с V-образным надрезом типа 13 и 11 для листов толщиной 5 и 15 мм соответственно, рисунок 2.4.2. Для каждой температуры поперек и вдоль направления прокатки с поверхности листа вырезалось по 3 образца.

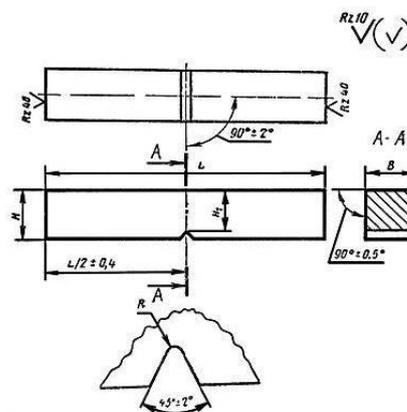


Рисунок 2.4.2 – Эскиз V-образного образца для испытания на ударный изгиб

Образец помещался на опоры маятникового копра фирмы «MetroCom», с помощью которого проводился динамический удар, рисунок 2.4.3.

По шкале маятникового копра определялась работа удара и по формуле 2.4.1 ударная вязкость, затраченная на разрушение образца.

$$KC = \frac{K}{S_0} \quad (2.4.1)$$

где  $K$  - работа удара, Дж;  $S_0$  – начальная площадь поперечного сечения образца в месте концентратора,  $\text{см}^2$ , которая вычисляется по формуле:

$$S_0 = H'_1 \times B \quad (2.4.2)$$

где  $H'_1$  – начальная высота рабочей части образца, см;  $B$  – начальная ширина образца, см.



Рисунок 2.4.3 – Внешний вид маятникового копра фирмы «MetroCom»

Удар маятника происходил со стороны, противоположной концентратору, в плоскости его симметрии, рисунок 2.4.4.

При каждой температуре испытывали по 3 образца.

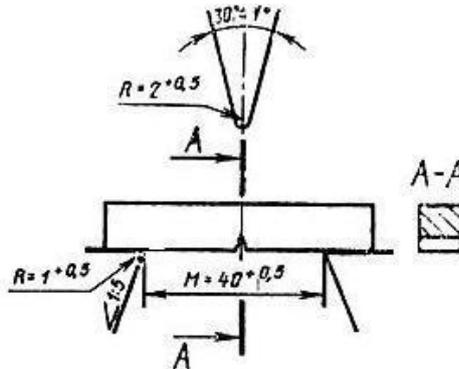


Рисунок 2.4.4 – Образец, установленный на опорах (схема падения ножа маятника)

#### **2.4.4 Испытание на ударный изгиб после механического старения**

Склонность к механическому старению определяли после деформации заготовки длиной 300 мм со степенью 5 % при температуре +20°C и изотермической выдержки 1 час при температуре 250°C. Нагрев заготовок после деформации производили в лабораторной муфельной печи, обеспечивающей равномерный нагрев образцов и поддержание постоянства температуры в течение необходимого времени выдержки по ГОСТ 7268. Деформацию заготовок выполняли на испытательной разрывной машине Р5.

Для испытаний использовали образцы типа 13 и 11 с острым надрезом по ГОСТ 9454, вырезанные из заготовок, подвергнутых указанной обработке. Испытания на ударный изгиб с определением работы удара (энергии, затраченной на разрушение), KV, Дж, проводили на маятниковом копре «Требел», 2123 КМК после предварительного охлаждения образцов в термостате в смеси жидкого азота и этилового спирта. Температура контролировалась с погрешностью не более  $\pm 1^\circ\text{C}$ . При каждой температуре испытывали по 3 образца.

### **2.5 Определение технологичности и характеристик работоспособности**

#### **2.5.1 Испытание на изгиб**

Для определения технологической пластичности материала проводилось испытание на изгиб узких (для листового проката толщиной 5 мм) и широких (для листового проката толщиной 15 мм) образцов в соответствии с ГОСТ Р 52927-2023 и ГОСТ 14019-2003. Испытание заключается в пластической деформации образца прямоугольного сечения путем изгиба без изменения направления действия силы до достижения угла 120°. После испытания образцы не должны иметь надрывов и трещин, видимых невооружённым взглядом.

### 2.5.2. Испытания на излом

Для испытания на излом из листов толщиной 15 мм вырезали по одному образцу (технологической пробе) поперек направления прокатки из средней трети по ширине листа в соответствии с ГОСТ Р 52927-2023. Образец вырезался механическим способом, надрез был выполнен механическим способом.

Испытание проводили на испытательной машине «Шенк-250» при комнатной температуре. После испытания проводилась визуальная оценка поверхности разрушения с определением доли вязкой (волокнуистой) составляющей.

### 2.5.3 Определение температуры вязко-хрупкого перехода $T_K$

Сопrotивление хрупкому разрушению листового проката оценивали по результатам ударных испытаний образцов с V-образным надрезом при отрицательных температурах при динамическом нагружении. Температуру хрупко-вязкого перехода  $T_K$  определяли по результатам «серийных» испытаний. За температуру  $T_K$  чаще всего принимают середину температурного интервала, в котором отмечается резкое снижение ударной вязкости (работы удара) на образцах с острым надрезом при динамических испытаниях, либо температуру  $T_{50}$ , при которой 50% площади излома в образце имеет кристаллический вид. Для высокопрочных сталей снижение ударной вязкости (работы удара) имеет плавный характер, и порог хладноломкости является некоторой условной характеристикой, определяемой по значению работы удара, установленной в ГОСТ Р 52927-2023 для листового проката выбранной толщины данной марки стали.

При каждой температуре испытывали не менее, чем по 3 образца.

### 2.5.4 Испытания на коррозионное растрескивание под напряжением

Для определения склонности стали к коррозионному растрескиванию под напряжением проводили испытания образцов методом консольного изгиба при медленном последовательном ступенчатом нагружении в соответствии с РД5.АЕИШ.3635-13 в двух средах: искусственной морской воде (3,5% раствор NaCl)

и на воздухе. Определяемые при испытании разрушающие напряжения в среде и на воздухе сравнивали между собой, что позволило судить о склонности материала к коррозионному растрескиванию.

Пробы отбирали от листового проката толщиной 15 мм. Испытания проводили на призматических образцах размером 10x11x60 мм с предварительно выращенной усталостной трещиной, вырезанных поперек направления проката. Надрез глубиной 1,5 мм наносили протяжкой от поверхности листа. Общая глубина надреза с предварительно выращенной усталостной трещиной составляла примерно 3 мм. Усталостные трещины на образцах выращивали на резонансной машине RUMUL Cracktronic при ступенчато уменьшающемся изгибающем моменте. Образцы перед выращиванием трещины были обезжирены ацетоном. Максимальная нагрузка в нетто-сечении образцов не превышала половину предела текучести стали.

Испытания проводили на консольных рычажных установках, оснащённых индикаторами прогиба. Для испытаний в коррозионной среде применяли герметичные резиновые ячейки, монтируемые на образец в месте надреза. Замену испытательного раствора в коррозионных ячейках осуществляли ежедневно.

Оценку склонности стали к коррозионному растрескиванию проводили на основании отношения средних арифметических значений номинальных разрушающих напряжений для образцов каждой из серий. Сталь считается не склонной к коррозионному растрескиванию в данных условиях испытаний, если выполняется отношение:  $\beta_{\sigma} = \sigma_{sc} / \sigma_c > 0,85$ .

## Выводы к главе 2

Предложенный комплекс исследования фазовых превращений низколегированной низкоуглеродистой стали, качественного и количественного анализа структуры, определения механических свойств, технологичности и характеристик работоспособности, позволяет выполнить поставленные задачи диссертационной работы и достоверно оценить качество материалов, изготовленных с использованием разработанных технологических процессов.

### **ГЛАВА 3 ВЫБОР ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА, ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

Научно-технические проблемы, требующие решения в настоящем диссертационном исследовании, связаны с производством высокопрочной стали в толщинах от 5 до 15 мм на непрерывных станах горячей прокатки (в условиях высокоскоростной деформации со смоткой в рулон и его последующим замедленным охлаждением), что требует изменения химического состава и условий термомеханической обработки по отношению к технологии производства листового проката толщиной более 15 мм из высокопрочной стали, который производится на реверсивных станах горячей прокатки.

Для получения стали с пределом текучести 460 МПа и выше необходимо создать условия для образования феррито-бейнитной, бейнитной, бейнитно-мартенситной или мартенситной структуры по всей длине рулона при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением. Поскольку скорость охлаждения внешних и внутренних витков рулона в процессе его остывания различна, в широком интервале скоростей охлаждения в стали выбранного химического состава должны формироваться структуры близкого типа, что требует экономного легирования. При повышении прочности стали возникает проблема в сохранении высоких показателей пластичности и ударной вязкости материала при низких температурах. Обеспечение повышенной хладостойкости происходит за счет измельчения зерна, добавления легирующих и микролегирующих элементов, повышения металлургического качества металла и многих других факторов.

Основными технологическими параметрами, определяющими свойства горячекатаной стали бейнитно-мартенситного класса, наряду с химическим составом, являются условия горячей пластической деформации, скорость охлаждения в установке ламинарного типа и температура смотки рулонного проката [146-150].

Горячая деформация выше температуры рекристаллизации в зависимости от уровня легирования и микролегирования стали обуславливает протекание процессов полной или частичной динамической рекристаллизации во время прокатки, а в паузах между проходами – статической рекристаллизации. При прокатке ниже температуры рекристаллизации ( $T_{nr}$ ) происходит накопление энергии деформации в аустените. Это приводит к формированию более мелкодисперсной структуры после  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, что увеличивает прочность стали [151]. С другой стороны, накопленная энергия ускоряет диффузионные процессы, что смещает области превращений в сторону больших скоростей охлаждения на термокинетической диаграмме [152-154]. Это приводит также к более высокому риску образования феррита при высоких скоростях охлаждения, а наличие феррита в структуре снижает прочность и хладостойкость стали. Стали, микролегированные Nb и V, особенно чувствительны к температуре смотки из-за выделений частиц второй фазы при дальнейшем замедленном охлаждении рулонного проката [148, 155], что также требует проведения исследований.

Стоит учитывать, что экономическая целесообразность - это показатель, без которого невозможна организация нового производства. Поэтому при изготовлении листового проката выбранных толщин из высокопрочных хладостойких сталей важен как рациональный подход к выбору технологических параметров изготовления, так и химического состава стали с точки зрения удешевления. С этой целью в работе исследованы 2 марки судостроительной стали – марганцево-никелевая сталь марки 07Г2НФБ и хромникельмолибденовая сталь марки 09ХН2МДФ(Б).

В настоящей главе представлены требования к микроструктуре, химическому составу, механическим свойствам и свариваемости разрабатываемой стали, а также исследования структурообразующих процессов, происходящих на основных технологических этапах изготовления листового проката.

### **3.1 Разработка требований к листовому прокату толщиной 5-15 мм с пределом текучести не менее 460 МПа**

Основная проблема производства высокопрочной стали заключается в достижении заданного уровня прочности в сочетании с высокой работой удара, что требует строгого контроля микроструктуры и фазового состава металла. Судостроительные стали с содержанием углерода  $\leq 0,12\%$  являются предпочтительными благодаря их хорошей свариваемости и устойчивости к хрупкому разрушению, однако ограниченное содержание углерода усложняет получение заданных прочностных характеристик. В связи с этим ключевым аспектом исследования становится выбор композиции легирования стали из уже известных, хорошо зарекомендовавших себя судостроительных марок и параметров термомеханической обработки с ускоренным охлаждением, которые позволяют обеспечить сочетание высокой прочности, пластичности и ударной вязкости.

#### **3.1.1 Требования к химическому составу стали**

Основными документами, в которых изложены требования к листовому прокату судостроительного назначения, являются «Правила классификации и постройки морских судов» Российского морского регистра судоходства [156] и национальный стандарт на поставку судостали ГОСТ Р 52927- 2023 [157].

Согласно «Правилами классификации и постройки морских судов» Российского морского регистра судоходства (РМРС) для стали с гарантированным пределом текучести 460, 500, 550, 620 и 690 МПа (высокой прочности) введены требования по максимальному содержанию легирующих элементов, а сталь должна удовлетворять ограничениям по свариваемости (косвенная оценка выполняется по величине углеродного эквивалента  $C_{\text{ЭКВ}}$ ). Так, для листового проката толщиной до 50 мм, изготовленного по технологии термомеханической обработки, с гарантированным пределом текучести от 460 до 690 МПа углеродный эквивалент ( $C_{\text{ЭКВ}}$ ) варьируется в диапазоне 0,48-0,56 и определяется уровнем легирования [156,157]. Как отмечалось ранее (см. главу 1), основное влияние на величину  $C_{\text{ЭКВ}}$

оказывают углерод, марганец, хром, молибден, ванадий, медь и никель, которые необходимо ограничивать для получения хорошей свариваемости.

В соответствии с «Правилами ...» РМРС содержание углерода в сталях этого уровня прочности ограничено 0,14 % для предотвращения появления холодных трещин [33]. В ГОСТ Р 52927-2023 для стали с гарантированным пределом текучести от 460 до 690 МПа содержание углерода ограничено 0,08-0,12 %.

Считается, что при содержании до 1,5-2 % марганец не оказывает существенного влияния на свариваемость [41]. Поэтому в [156,157] содержание марганца не превышает 0,3-1,7 % для сталей уровня прочности 460-690 МПа.

Для обеспечения хорошей свариваемости содержание хрома стоит ограничивать 1 % [33]. Неблагоприятное влияние больших количеств хрома (более 1 %) обусловлено формированием тугоплавких оксидов  $Cr_2O_3$  и образованием в зоне термического влияния крупных карбидов хрома  $Cr_{23}C_6$ , снижающих ударную вязкость [48]. При меньшем содержании хрома образуются дисперсные карбиды  $Cr_7C_3$ , упрочняющие сталь, поэтому хром в [156] ограничен 0,5 %.

Молибден замедляет распад аустенита, увеличивая склонность стали к образованию закалочных структур в зоне термического влияния (ЗТВ). Также молибден при его содержании более 1 % образует термостабильные карбиды  $Mo_2C$ , которые увеличивают твердость ЗТВ и тем самым повышают риск образования трещин, поэтому содержание  $Mo$  в [156] не превышает 0,5 %.

Содержание никеля более 2 % повышает риск образования горячих трещин, поэтому содержание  $Ni$  в [156,157] не превышает 2,0 %.

Содержание меди в стали ограничивают из-за склонности к красноломкости и ее сегрегации по границам зерен в ЗТВ, что повышает вероятность горячего растрескивания. поэтому содержание  $Cu$  в [156] не превышает 0,55 %.

В стали с экономным легированием дорогостоящими элементами микролегирующие добавки играют важную роль. В стали судостроительного назначения используют отдельное или комплексное микролегирование ванадием, ниобием и титаном. Титан эффективно сдерживает рост аустенитного зерна при нагреве под прокатку, однако может снижать долю дисперсных частиц нитрида алюминия и карбонитридов ванадия и ниобия, кроме того, первичные нитриды титана имеют крупные размеры [28, 51, 52].

Ниобий наиболее эффективно замедляет рекристаллизацию аустенита при термомеханической прокатке, обеспечивая степень измельчения зерна, недостижимую любыми термическими процессами [47-51].

Ниобий эффективен с точки зрения всех процессов структурообразования, в то время как ванадий, например, оказывает слабое влияние на рост зерна и кинетику рекристаллизации аустенита, поэтому ванадий целесообразно использовать только в комплексе с другими микродобавками для дисперсионного упрочнения [51].

Требования к химическому составу и углеродному эквиваленту ( $C_{\text{экв}}$  – снижен относительно требований ГОСТ Р 52927-2023) высокопрочного хладостойкого листового проката, удовлетворяющие ГОСТ Р 52927-2023 и «Правил...» РМРС, представлены в таблице 3.1.1.

Таблица 3.1.1 – Разработанные требования к химическому составу и углеродному эквиваленту стали с гарантированным пределом текучести 460-690 МПа, масс. %

	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Nb	V	N	Al
мин	0,08	0,10	0,30	–	–	–	0,55	0,05	–	0,02	0,02	–	0,01
макс	0,12	0,37	1,70	0,008	0,015	0,70	2,00	0,70	0,50	0,05	0,06	0,015	0,05
Примечание: $C_{\text{экв}}$ (по формуле 1.1.1) для стали уровня прочности 460-500 МПа должен составлять 0,44 %, для 550 МПа – 0,46 %, для 620 МПа – 0,52 % и для 690 МПа – 0,58 %.													

\* раздельное или комплексное микролегирование

### 3.1.2 Требования к механическим свойствам

Требования к механическим свойствам листового проката из стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа и более изложены в [155,156]. Для листового проката толщиной менее 10 мм и более 10 мм они имеют некоторые отличия.

Установление требований для листового проката толщиной от 5 до 15 мм из стали с пределом текучести 460-690 МПа, предназначенной для эксплуатации в арктических условиях, по величине работы удара и относительного удлинения является результатом комплексного анализа следующих факторов.

1. *Низкотемпературная хрупкость и динамические нагрузки.* В Арктике конструкции подвергаются воздействию температур до минус 50 °С и ниже, а также ударным нагрузкам (например, от столкновения со льдами). Предел текучести в

диапазоне 460-690 МПа гарантирует, что материал сохранит несущую способность корпуса судна под действием статических нагрузок, предотвращая пластическую деформацию. Однако высокая прочность без достаточной ударной вязкости приводит к риску хрупкого разрушения при динамическом нагружении.

Установленное в ГОСТ Р 52927-2023 требование к работе удара от 19 до 80 (в зависимости от уровня прочности и толщины листового проката) Дж при температуре испытания минус 40 °С на образцах сечением 10x10, 7,5x10 или 5x10 мм с острым надрезом (типов 11, 12 и 13 по ГОСТ 9454) для листового проката толщиной от 5 до 15 мм обусловлено необходимостью поглощения энергии трещинообразования.

Для оценки работоспособности листового проката из разрабатываемой стали в связи с неоднократно обозначенными ранее проблемами анизотропии ударной вязкости, например, для высокопрочных строительных сталей близкой толщины [124-126], на этапе аттестации следует проводить испытания для определения работы удара на образцах, вырезанных как в продольном, так и в поперечном направлении по отношению к направлению прокатки.

2. *Требования к пластичности.* В условиях температурных деформаций (например, суточные перепады в Арктике достигают 30 °С) даже ограниченная пластичность предотвращает образование магистральных трещин. При этом у обычных низколегированных сталей относительное удлинение редко превышает 18 % (для листового проката толщиной менее 10 мм, см. таблицу 1.2.1.1), но их прочность недостаточна (предел текучести  $\leq 500$  МПа). Для листового проката толщиной более 10 мм из высокопрочной стали требования по относительному удлинению составляют 14-16% [156,157].

Для листового проката толщиной 5-15 мм испытания на растяжение проводятся на плоских образцах согласно требованиям нормативной документации. Для плоских образцов шириной 25 мм и длиной 200 мм в [157] установлены минимально допустимые значения относительного удлинения. Заданное значение относительного удлинения 9-11% при испытании плоских образцов на растяжение шириной 25 мм из высокопрочной стали обеспечивает сохранение конструкционной целостности при локальных деформациях, например, при монтаже модульных сооружений.

3. *Вид излома технологических проб.* В судостроении широко используется определение вида излома технологических проб толщиной, равной толщине листа, при комнатной температуре. Наличие от 50 до 100% волокнистой составляющей в изломе пробы (для стали различного уровня прочности) свидетельствует о ее высоком сопротивлении хрупким разрушениям. В ранних работах было показано [158], что склонность к возникновению и распространению трещин может быть спрогнозирована по виду и строению излома, а количество энергии, затрачиваемой на распространение трещин при статическом изгибе, пропорционально количеству волокна в изломе. Поэтому особое внимание на всем протяжении развития судостроительных сталей обращается на обеспечение волокнистого вида излома (после испытания при комнатной температуре) и формированию изотропной структуры. Получение волокнистого излома по всему сечению проката толщиной 10 мм и более после испытания при комнатной температуре технологических проб толщиной, равной толщине листа, является важным условием также и для решения проблемы свариваемости стали.

4. *Ограничения по толщине и массогабаритным характеристикам.* Толщина листа от 5 до 15 мм выбрана для снижения массы конструкций без ущерба жесткости. Однако уменьшение толщины из-за высокой кратности деформации при переходе от исходной заготовки (сляба) к конечному листу повышает требования к однородности микроструктуры и к снижению анизотропии: даже незначительные дефекты (ликвации, неметаллические включения) могут стать концентраторами напряжений.

Разработанные требования к механическим свойствам высокопрочного хладостойкого листового проката, удовлетворяющие ГОСТ Р 52927-2023 и «Правил...» РМРС, представлены в таблице 3.1.2.

5. *Оценка технологичности.* Метод оценки технологичности стали, заключающийся в проведении испытаний на изгиб, регламентирован Правилами РМРС [156]. Эту пробу рассматривают как характеризующую предельную пластичность материала при «холодной» деформации (при комнатной температуре). Получаемый результат обычно рассматривается как относящийся к «технологичности» листового проката - возможности холодной формовки изделий (гибка, правка, штамповка) из испытываемого материала.

Таблица 3.1.2 – Разработанные требования к механическим свойствам стали с гарантированным пределом текучести 460-690 МПа

УП	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_5$ , %	KV <sup>-40</sup> , Дж		Изгиб на 120° на оправке диаметром, мм	Доля волокнистой составляющей в изломе, %
				поперек	вдоль		
для проката толщиной от 5,0 до 7,5 мм включ.							
460	≥ 460	570-720	≥ 11	≥ 19	≥ 45	2t	–
500	≥ 500	610-770	≥ 10	≥ 22	≥ 50	2t	–
550	≥ 550	640-820	≥ 10	≥ 25	≥ 55	3t	–
620	≥ 620	720-890	≥ 9	≥ 28	≥ 62	3t	–
690	≥ 690	770-940	≥ 9	≥ 31	≥ 69	3t	–
для проката толщиной от 8,0 до 9,5 мм включ.							
460	≥ 460	570-720	≥ 11	≥ 24	≥ 45	2t	–
500	≥ 500	610-770	≥ 10	≥ 28	≥ 50	2t	–
550	≥ 550	640-820	≥ 10	≥ 31	≥ 55	3t	–
620	≥ 620	720-890	≥ 9	≥ 35	≥ 62	3t	–
690	≥ 690	770-940	≥ 9	≥ 39	≥ 69	3t	–
для проката толщиной от 10,0 до 15,0 мм включ.							
460	≥ 460	570-720	≥ 12	≥ 80	≥ 80	2t	90
500	≥ 500	610-770	≥ 11			2t	90
550	≥ 550	640-820	≥ 11			3t	90
620	≥ 620	720-890	≥ 11			3t	90
690	≥ 690	770-940	≥ 10			3t	90
Примечание: 1) Требование к пределу текучести ( $\sigma_{0,2}$ ), временному сопротивлению ( $\sigma_B$ ) и относительному удлинению ( $\delta_5$ ) приведено для плоских пропорциональных образцов на растяжение шириной 25 мм и длиной 200 мм.							

При испытаниях листового проката используется схема трехточечного изгиба с деформацией образца типа балки прямоугольного сечения цилиндрической оправкой (нагружающим элементом) определенного диаметра. Порядок подготовки и проведения испытаний указаны в ГОСТ 14019-2003 «Материалы металлические. Методы испытаний на изгиб». Согласно стандарту, диаметр оправки  $D$  принимают равным двум толщинам испытываемого образца  $t$ , ширина образца  $b$  – двум толщинам, диаметр опор  $d$  – не менее двух толщин и зависит от прочности стали. Минимальное расстояние между цилиндрическими опорами (в просвете)  $L$  должно соответствовать условию:  $L = D + 3t \pm t/2$ . При этом должно обеспечиваться плавное деформирование со скоростью перемещения оправки не более 15 мм/мин. За угол изгиба принимается величина, равная  $180^\circ$  минус внутренний угол между плоскостями недеформированных частей образца, и определяемая после испытаний.

Испытания на изгиб проводят при различных формулировках критерия качества металла:

- до достижения заданного угла изгиба при отсутствии визуально обнаружимых трещин;
- до появления первой трещины в растянутой зоне образца с определением предельного угла изгиба;
- до достижения параллельности сторон (изгиб до  $180^\circ$ );
- до соприкосновения сторон (проба на сплющивание).

Для высокопрочной стали уровня прочности 460-690 МПа согласно ГОСТ Р 52927-2023 принят первый из упомянутых критериев с требованием достижения угла изгиба  $120^\circ$  на оправке, равной трем толщинам образца.

*б. Оценка характеристик работоспособности.* Для низколегированной стали характерен вязко-хрупкий температурный переход, а, следовательно, повышение опасности хрупких разрушений при снижении температуры эксплуатации.

При испытаниях стандартных образцов на ударный изгиб критическая температура  $T_k$  определяется построением, за нее принимается минимальная температура, при которой выполняются требования РМРС к величине ударной вязкости KCV.

Испытания образцов Шарпи проводят при ряде последовательно понижающихся температур, выбираемых с интервалом  $10-20^\circ\text{C}$ , начиная с комнатной температуры и до температуры, при которой среднее значение ударной вязкости становится менее заданного нормативной документацией – Правилами РМРС. Строятся температурные кривые средних значений ударной вязкости, и за критическую температуру  $T_k$  принимают минимальную температуру испытаний, при которой среднее значение ударной вязкости по трём образцам составляет не менее уровня, соответствующего Правилами РМРС, при дополнительном условии: максимум одно значение из трёх может быть менее регламентируемого уровня, но не ниже  $2/3$  от него.

Проведение испытаний на ударный изгиб после механического старения при низких температурах критически важно для оценки долговечности листового проката, предназначенного для арктических условий эксплуатации. Механическое старение имитирует накопление дефектов структуры под действием длительных

циклических нагрузок и низких температур (до минус 60 °С), что приводит к снижению ударной вязкости из-за образования хрупких фаз или роста трещин. Для металлов уровня прочности свыше 460 МПа такие испытания позволяют выявить риск хрупкого разрушения в реальных условиях Арктики, где сочетаются экстремальный холод, динамические нагрузки и коррозионные факторы.

Как дополнительные методы контроля хладостойкости должны быть включены: определение критических температур вязко-хрупкого перехода на крупногабаритных пробах и испытания по методам механики разрушения, сводящиеся к определению параметра трещиностойкости CTOD. Минимальная толщина листового проката в этом случае по условиям проведения испытаний – 10 мм.

Температуру вязко-хрупкого перехода на крупногабаритных пробах следует определять путем контроля вида излома полнотолщинных проб  $T_{КБ}$ . Данный вид контроля применяется только в российской промышленности. Известна слабая корреляция температуры  $T_{КБ}$  с температурой  $T_k$ , обусловленная масштабными эффектами и различием направления распространения разрушения.

Характеристики трещиностойкости листового проката высокопрочной стали с ферритно-бейнитной, бейнитной или бейнитно-мартенситной структурой могут варьироваться в широких пределах в зависимости от особенностей их структурного состояния, определяемого, в свою очередь, конкретным химическим составом и режимами термомеханической обработки.

Объективные ограничения на область применимости высокопрочных сталей должны существовать для циклически нагружаемых конструкций. Это связано с тем, что циклическая прочность сварных соединений зависит не от относительного, а от абсолютного уровня напряжений. Тогда повышение действующих в конструкции напряжений снижает циклический ресурс, однако этот аспект проблемы будет рассмотрен вне рамок настоящей работы, как и свойства сварных соединений.

Для сталей высокой прочности возникают значительные проблемы, связанные с достижением статической равнопрочности и хладостойкости металла сварных соединений. Они могут быть решены не только за счёт разработки высокопрочных хладостойких сварочных материалов, но и другими путями, а именно, за счет:

- использования технологического усиления сварных швов, компенсирующего различия в прочности основного и сварочного металла;
- применения сварки в узкую разделку, обеспечивающую равнопрочность соединения из-за возникновения эффекта «контактного упрочнения»;
- использования технологических процессов, обеспечивающих сварку с минимальным использованием присадочного материала (лазерная, гибридная сварка).

Для судостроительных сталей важными характеристиками являются коррозионная стойкость и коррозионно-механическая прочность в морской воде. Коррозионная стойкость исследуемых в работе сталей довольно подробно изучена, мало зависит от химического состава стали и составляет не более 0,06 мм/год, а склонность к коррозионному растрескиванию в сталях такого уровня прочности практически не проявляется. Однако формирование разнородных структурных составляющих и анизотропия структуры могут оказывать неблагоприятное влияние на коррозионно-механическую прочность, что требует проведения испытаний на коррозионное растрескивание.

Обозначенный комплекс испытаний является минимально необходимым для подтверждения работоспособности листового проката в составе морских конструкций.

### **3.1.3 Требования к микроструктуре**

Наиболее предпочтительными с точки зрения обеспечения требуемых механических свойств и хладостойкости высокопрочного листового проката, предназначенного для эксплуатации в арктических условиях в морской воде, являются низкоуглеродистые судостроительные стали марганцево-никелевой и хромоникелевой композиции легирования с небольшими добавками меди и молибдена, микролегированные ванадием и/или ниобием, хорошо зарекомендовавшие себя в судостроении [159], общие требования к содержанию химических элементов приведены в таблице 3.1.1. Это известные стали, представленные в ГОСТ Р 52927-2023 сталями уровней прочности 460, 500, 620 и 690 МПа для листового проката толщиной более 8 мм. Для этих марок стали

преимущественно используются технологии закалки с отпуском или закалки с прокатного нагрева с отпуском (для стали уровня прочности 460 – также и ТМО).

Для достижения гарантированных значений предела текучести в диапазоне от 460 до 690 МПа при обеспечении высокого уровня хладостойкости, была разработана система требований к микроструктуре стали, основанная на управляемом изменении фазового состава и морфологии структурных составляющих при двухстадийной ТМО для стали модельных составов. Каждое требование обосновано с точки зрения механизмов упрочнения и влияния на прочностные и вязко-пластические свойства.

Для получения предела текучести 460-500 МПа в листовом прокате толщиной 5-15 мм достаточно формирования мелкодисперсной ферритно-бейнитной структуры с бейнитом гранулярной морфологии и с небольшой долей квазиполигонального феррита (до 10%) [160], рисунок 3.1.1, а, б.

Квазиполигональный феррит имеет более низкую плотность дислокаций, чем бейнит, что способствует высокой пластичности. Его присутствие в структуре предотвращает чрезмерное повышение предела текучести. Бейнит обладает высокой плотностью дислокаций и внутренними напряжениями, что делает его более прочным компонентом.

Доля квазиполигонального феррита не более 15% является эмпирически установленным пределом, который позволяет удержать значение предела текучести на уровне 460-500 МПа, сохраняя при этом необходимую вязкость [160].

Для повышения предела текучести до 550 МПа необходимо снизить долю квазиполигонального феррита, рисунок 3.1.1, б. Это приводит к увеличению объемной доли более прочного бейнита. Уменьшение количества квазиполигонального феррита, имеющего низкую плотность дислокаций, и, соответственно, увеличение доли бейнита, обладающего высокой плотностью дислокаций, приводит к повышению общего сопротивления деформации. Такое изменение соотношения фаз позволяет сместить предел текучести в сторону более высоких значений, достигая 550 МПа [161].

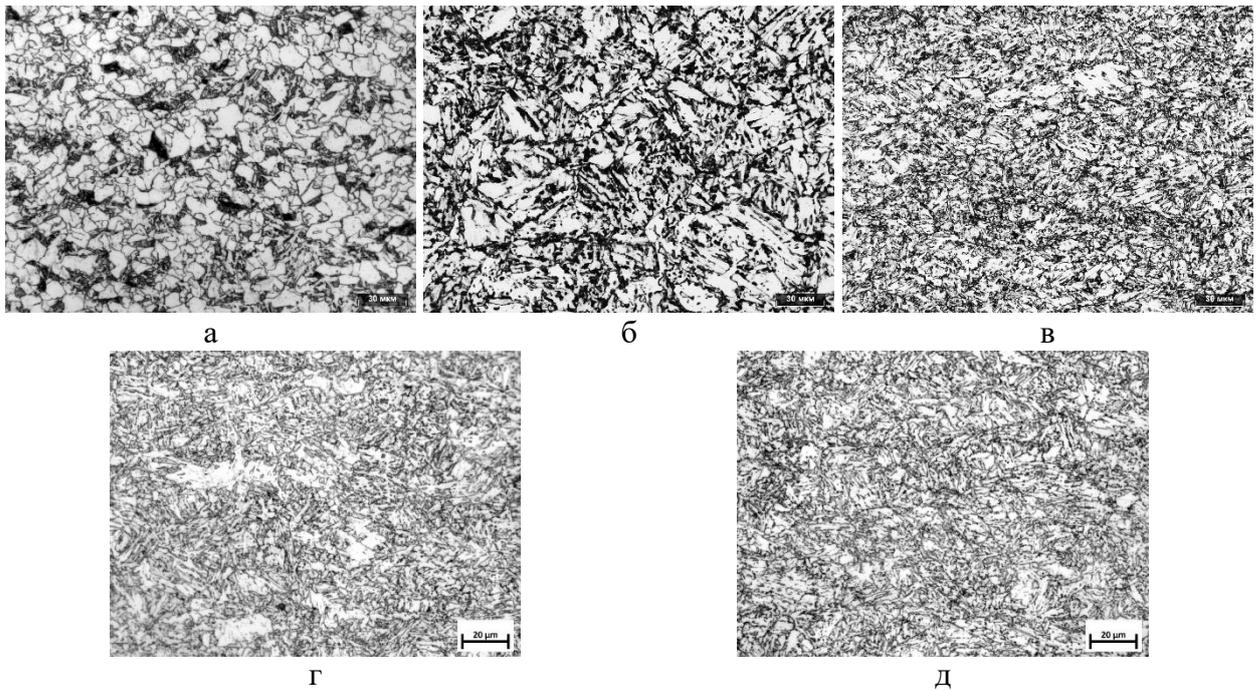


Рисунок 3.1.1 – Требуемые микроструктуры, позволяющие получать гарантированный предел текучести 460 (а), 500 (б), 550 (в), 620 (г) и 690 (д) МПа

Для получения предела текучести 620 МПа требуется формирование дисперсной бейнитной структуры с преобладанием бейнита гранулярной морфологии [162], рисунок 3.1.1, в. Для достижения целевого значения прочности, экспериментально было установлено оптимальное соотношение фаз: структура должна состоять преимущественно из гранулярного бейнита с небольшой долей речного бейнита (примерно 70% на 30% соответственно).

Достижение предела текучести 690 МПа требует формирования дисперсной бейнитной структуры с преимущественно речным бейнитом, рисунок 3.1.1, г. Для достижения предела текучести 690 МПа требуется, чтобы речной бейнит стал преобладающей фазой. Оптимальное соотношение, установленное опытным путем, составляет примерно 70% речного и 30% гранулярного бейнита [163]. Это позволяет повысить прочность, минимизируя при этом риск снижения вязкости.

### 3.2 Выбор химического состава стали

Листовой прокат толщиной 5-7,5 мм предполагается изготавливать на непрерывных станах горячей прокатки, поэтому единственно возможной реализуемой технологией является термомеханическая обработка с ускоренным

охлаждением до заданной температуры в установке ламинарного типа со смоткой в рулон и его последующим замедленным охлаждением при остывании. Листовой прокат толщиной 8-15 мм может быть изготовлен на реверсивном стане. Для толстолиствого проката из хромникельмолибденовой стали ТМО+УО не применяется, а основная проблема при изготовлении проката с охлаждением до заданной, обычно высокой температуры (650-500°C, характерной для установок ламинарного типа) может быть связана с неоднородностью структуры после ускоренного охлаждения.

С экономической точки зрения наиболее предпочтительной могла бы быть марганцево-никелевая сталь 07Г2НФБ, на базе которой была продемонстрирована высокая прочность штрипса марки К65 с пределом текучести не менее 555 МПа [164]. Однако на реверсивном стане реализуются иные условия горячей пластической деформации, чем на непрерывном стане горячей прокатки, и отсутствует замедленное охлаждение металла, смотанного в рулон, что может оказать неблагоприятное влияние на прочностные характеристики.

При прокатке ниже температуры рекристаллизации ( $T_{nr}$ ) происходит накопление энергии деформации в аустените. Это приводит к формированию более мелкодисперсной структуры после  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, что, с одной стороны, способствует увеличению прочности стали [151], однако, с другой стороны, накопленная энергия ускоряет диффузионные процессы, что смещает области превращений в сторону больших скоростей охлаждения на термокинетической диаграмме [152-154, 165-167]. Это может привести к более высокому риску образования феррита при высоких скоростях охлаждения, а наличие феррита в структуре снижает прочность и хладостойкость стали.

Кроме того, как уже отмечалось, скорость деформации металла для непрерывных станов горячей прокатки выше, чем для реверсивных, что необходимо учитывать при разработке технологий. Как отмечается в работах [117, 118, 168], повышение скорости деформации при прокатке (в аустенитной области) также способствует ускорению диффузионных процессов в металле вследствие повышения плотности дислокаций и сегрегации углерода на них, что оказывает влияние на протекание фазовых превращений при ускоренном охлаждении в установках ламинарного типа.

Для получения требуемых прочностных (минимальный предел текучести 460, 500, 550, 620 и 690 МПа) и вязко-пластических свойства (работа удара не менее 19 до 80 Дж в зависимости от уровня прочности и толщины при температуре испытания минус 40 °С и относительное удлинение не менее 9-11 %) в листовом прокате толщиной 5-15 мм необходимо сформировать дисперсную структуру с бейнитом реечной и гранулярной морфологии. Опыт создания судостроительных сталей показывает, что такая структура в листах небольших толщин может быть сформирована в низкоуглеродистой стали экономного легирования с различным содержанием марганца, хрома и никеля (от 0,5 до (1,5 -2,0) % каждого).

Проводилось исследование фазовых превращений стали двух марок: марганцевоникелевой 07Г2НФБ (с комплексным микролегированием ниобием и ванадием) и хромникельмолибденовой 09ХН2МД (двух плавок, одна микролегирована ниобием, вторая – ванадием). Химический состав этих плавок представлен в таблице 2.1.1. Стали отличались содержанием марганца, никеля, хрома и молибдена.

На дилатометрических образцах, изготовленных из стали марки 07Г2НФБ, проводилось исследование влияния скорости деформации на фазовые превращения. Построение термокинетической диаграммы (ТКД) деформированного аустенита осуществляли по режимам, имитирующим формирование аустенитного зерна после термомеханической обработки, представленным в таблице 2.2.1.

На рисунке 3.2.1 приведены ТКД превращения деформируемого аустенита стали марки 07Г2НФБ, которая показывает влияние скорости деформации на фазовые превращения.

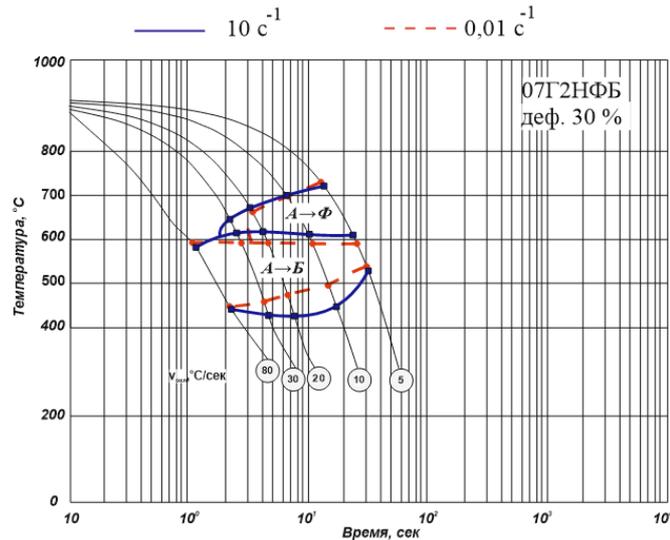


Рисунок 3.2.1 – Влияние скорости деформации на фазовые превращения для стали марки 07Г2НФБ. Скорость деформации в аустенитной области: сплошная линия –  $10 \text{ c}^{-1}$ ; пунктирная линия –  $0,01 \text{ c}^{-1}$

С увеличением скорости деформации для стали марки 07Г2НФБ область выделения феррита сдвигается на диаграмме влево, рисунок 3.2.1, к более высоким скоростям охлаждения. Основным превращением в рассматриваемой стали при реально достижимых скоростях охлаждения в установке ламинарного охлаждения ( $\sim 20\text{-}30 \text{ } ^\circ\text{C/сек}$ ) является ферритно-бейнитное. При этом с увеличением скорости деформации в аустенитной области от  $0,01$  до  $10 \text{ c}^{-1}$  наблюдается небольшое повышение температуры начала бейнитного превращения и существенное понижение температуры конца превращения, рисунок 3.2.1.

Морфология бейнита после охлаждения образцов при скоростях от  $20$  до  $30 \text{ } ^\circ\text{C/с}$  является преимущественно гранулярной, рисунок 3.2.2. При этом снижение скорости охлаждения с  $30$  до  $20 \text{ } ^\circ\text{C/сек}$  способствует увеличению количества феррита, что может привести к получению нестабильных свойств по длине рулонного проката, а в целом - к неудовлетворительным результатам по прочности и ударной вязкости в листовом прокате толщиной более  $5 \text{ мм}$ .

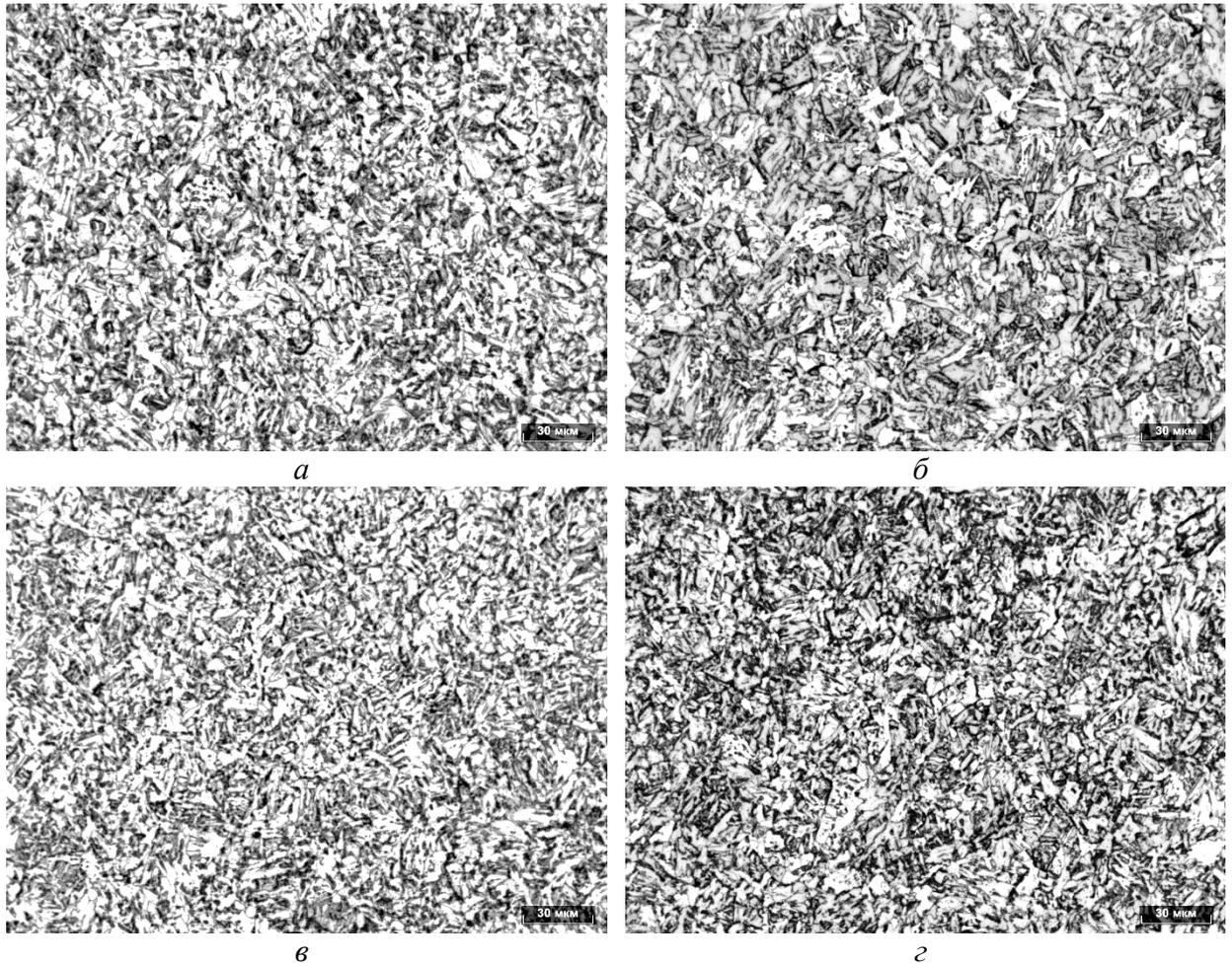


Рисунок 3.2.2 – Структура образцов стали марки 07Г2НФБ после деформации при  $T = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$  со степенью 30 % и скоростью  $0,01\text{ с}^{-1}$  (*а, в*) и  $10\text{ с}^{-1}$  (*б, г*), и охлаждения со скоростью  $20\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$  (*а, б*) и  $30\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$  (*в, г*)

Установлено, что с увеличением скорости деформации в аустенитной области в стали 07Г2НФБ доля превращенного аустенита в области образования гранулярного и речного бейнита выше при охлаждении со скоростью  $20\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$ , тогда как при охлаждении со скоростью  $30\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$  она выше только в области гранулярного, рисунок 3.2.3, *а, б*.

Повышение скорости деформации в аустенитной области в стали марки 07Г2НФБ способствует увеличению скорости фазовых превращений после охлаждения со скоростью  $20\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$  в области формирования речного бейнита, тогда как после охлаждения со скоростью  $30\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$  она снижается, что может иметь значение для формирования структуры листов разных толщин. При этом основное превращение протекает при температурах  $\sim 500\text{-}525\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

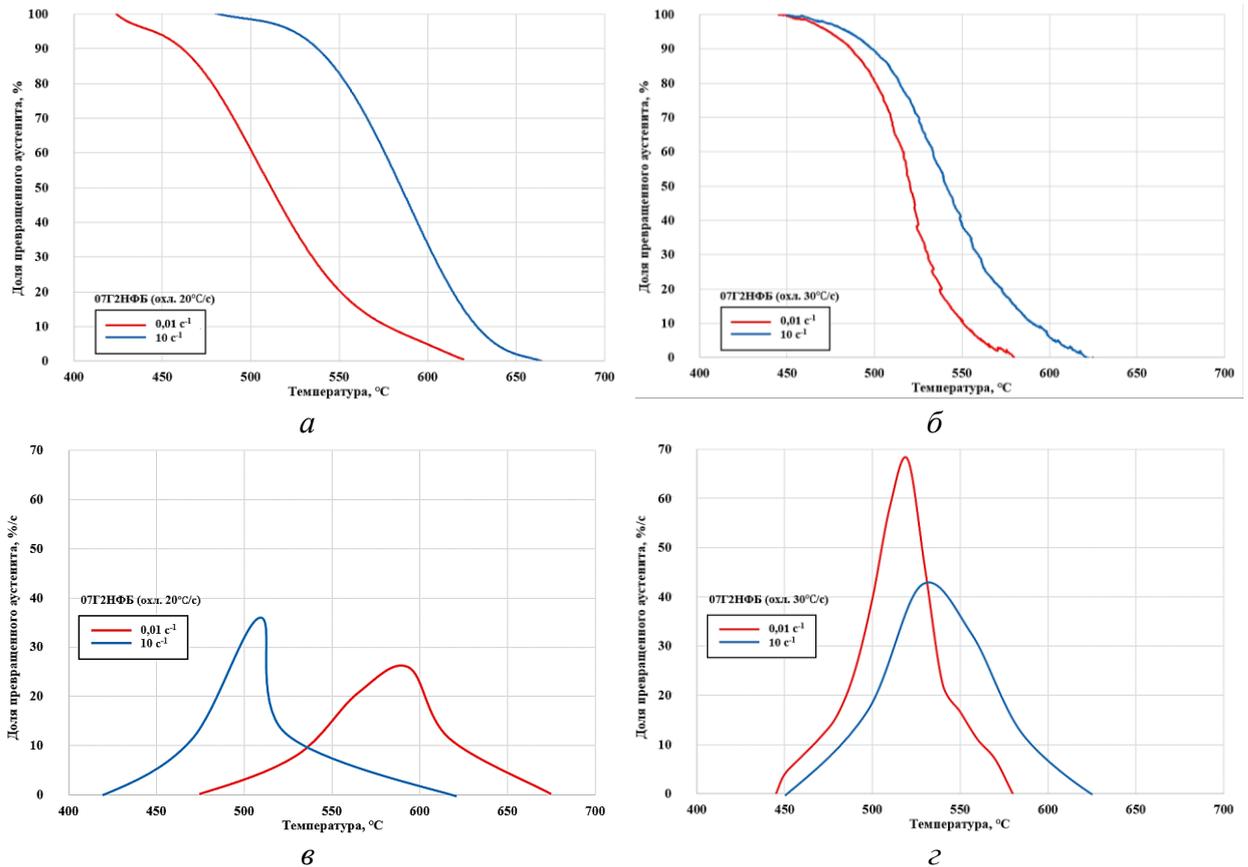


Рисунок 3.2.3 – Влияние скорости деформации на кинетику (*а, б*) и скорость фазовых превращений (*в, г*) стали марки 07Г2НФБ при охлаждении со скоростями 20 °C/сек (*а, в*) и 30 °C/сек (*б, г*)

Для стали марки 09ХН2МД исследование влияния скорости деформации на фазовые превращения проводилось как для стали, микролегированной ниобием, так и для стали, микролегированной ванадием.

Режим построения термокинетических диаграмм представлен в таблице 2.2.1. Влияние скорости деформации в аустенитной области при температуре 930 °C на фазовые превращения для стали марки 09ХН2МД, микролегированной ниобием или ванадием, представлено на рисунке 3.2.4.

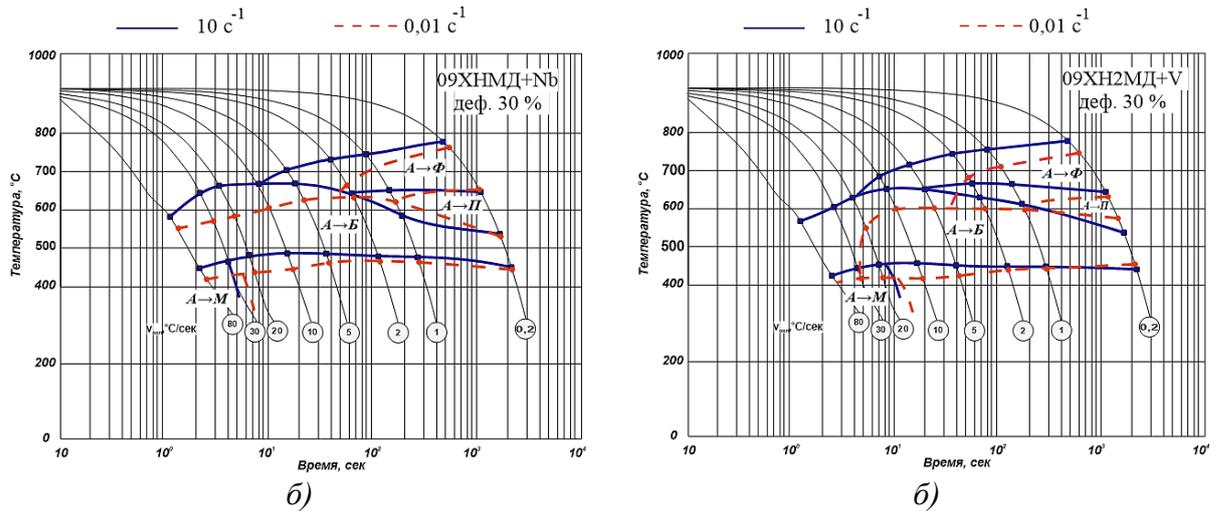


Рисунок 3.2.4 – Влияние скорости деформации на фазовые превращения для стали марки 09XН2МД, микролегированной ниобием (а) или ванадием (б). Скорость деформации в аустенитной области: сплошная линия –  $10 \text{ c}^{-1}$ ; пунктирная линия –  $0,01 \text{ c}^{-1}$

С увеличением скорости деформации для стали, микролегированной ниобием, области выделения феррита и перлита сдвигаются на диаграмме влево, рисунок 3.2.4, а, к более высоким скоростям охлаждения. Основным превращением в рассматриваемой стали при реально достижимых скоростях охлаждения в установке ламинарного охлаждения ( $\sim 20\text{-}30 \text{ }^\circ\text{C/сек}$ ) является бейнитное. При этом с увеличением скорости деформации в аустенитной области от  $0,01$  до  $10 \text{ c}^{-1}$  наблюдается повышение температуры начала и конца бейнитного превращения на  $\sim 80$  и  $\sim 40 \text{ }^\circ\text{C}$  соответственно, что способствует образованию большего количества гранулярного бейнита, рисунок 3.2.5, а, в, д, ж. В условиях деформирования на реверсивном стане горячей прокатки, как и после термической обработки, доля гранулярного бейнита будет меньше.

Для стали, микролегированной ванадием, с увеличением скорости деформации наблюдаются близкие закономерности, рисунок 3.2.4, б. С повышением скорости деформации область ферритно-перлитного превращения сдвигается вверх по температуре и в сторону больших скоростей охлаждения, температуры начала и конца бейнитного превращения повышаются на  $\sim 80$  и  $\sim 30 \text{ }^\circ\text{C}$ , соответственно, в интервале скоростей охлаждения  $20\text{-}30 \text{ }^\circ\text{C/сек}$ , а также уменьшается доля структур речной морфологии, рисунок 3.2.5, б, г, е, з.

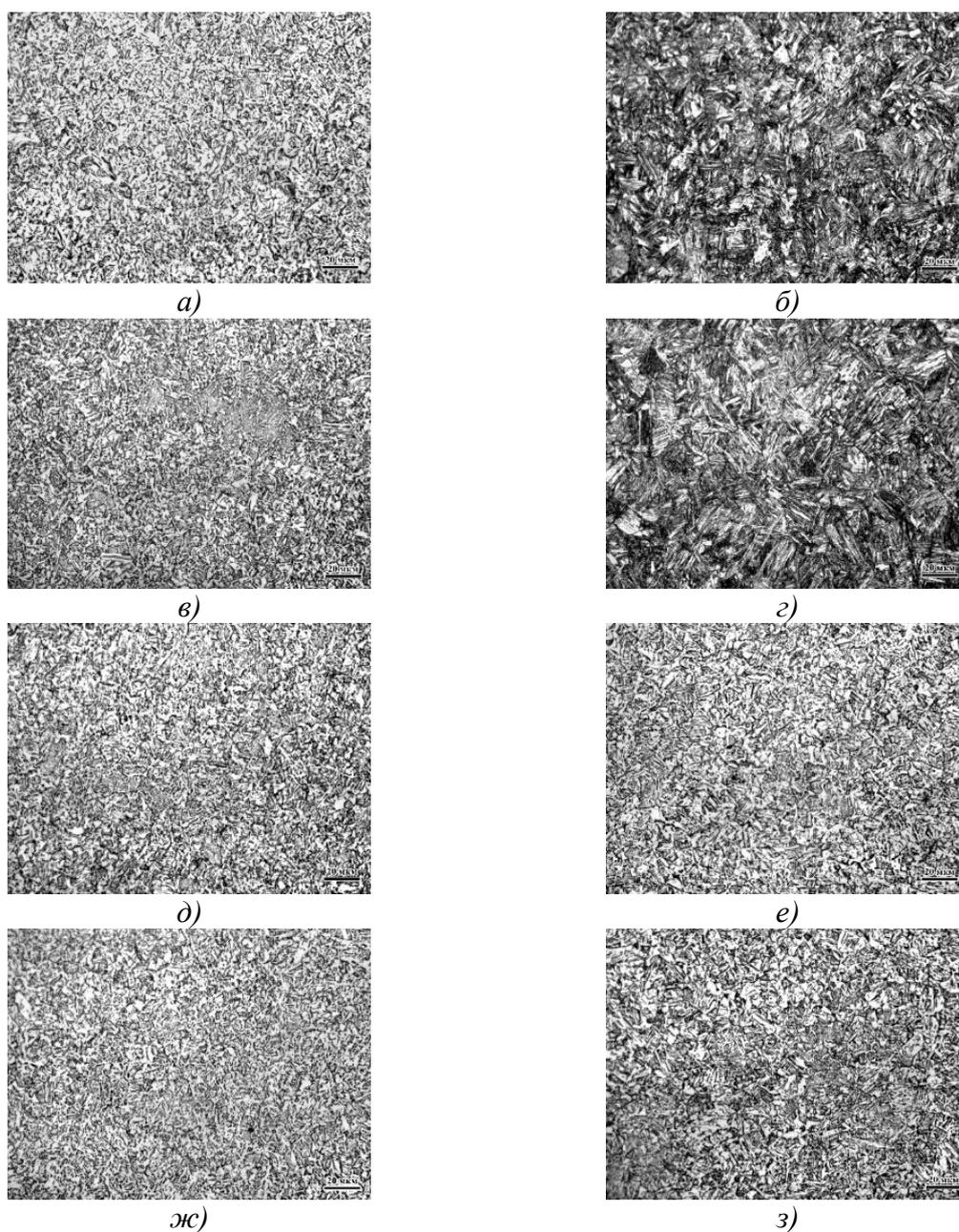


Рисунок 3.2.5 – Структура образцов из стали марки 09ХН2МД, микролегированной ниобием (а, в, д, ж) или ванадием (б, г, е, з), после деформации при  $T = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$  со степенью 30 % и скоростью  $0,01\text{ с}^{-1}$  (а, б, в, г) и  $10\text{ с}^{-1}$  (д, е, ж, з), и охлаждения со скоростью  $20\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$  (а, б, д, е) и  $30\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$  (в, г, ж, з)

Известно, что микролегирующие элементы Nb и V по-разному оказывают влияние на рост аустенитного зерна, от размера которого в свою очередь зависит устойчивость аустенита и протекание фазовых превращений. Исследование влияния микролегирующих добавок ниобия и ванадия на фазовые превращения после деформации со скоростью  $10\text{ с}^{-1}$  показало следующее, рисунок 3.2.6.

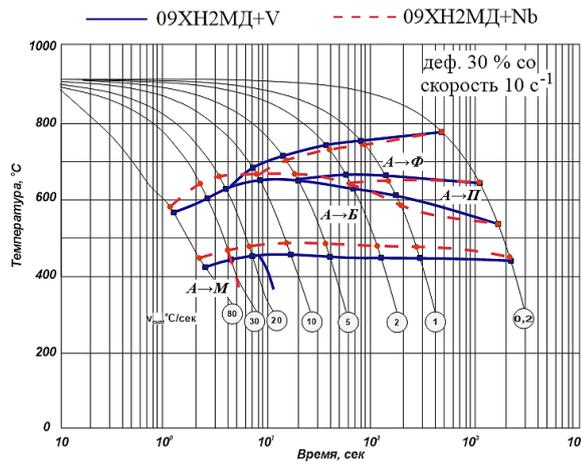


Рисунок 3.2.6 – Влияние микролегирующих добавок (Nb и V) на фазовые превращения стали марки 09XN2MD после деформации со скоростью  $10 \text{ c}^{-1}$  при  $T = 930 \text{ }^\circ\text{C}$  со степенью 30 %

После деформации со скоростью  $10 \text{ c}^{-1}$  и охлаждения со скоростью от 20 до  $30 \text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$  в стали марки 09XN2MD, микролегированной ниобием или ванадием, формируется бейнит реечной и гранулярной морфологии. При этом ниобий, повышая температуры начала и конца бейнитного превращения после охлаждения со скоростью  $20\text{-}30 \text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$  на  $20\text{-}30 \text{ }^\circ\text{C}$  по сравнению со сталью, микролегированной ванадием, способствует формированию меньшего количества реечных структур, рисунок 3.2.5, *д, е, ж, з*. После деформации в аустенитной области со скоростью  $0,01 \text{ c}^{-1}$  различия в структуре еще более заметны, рисунок 3.2.5, *а, б, в, г*.

Установлено, что после деформации 30% со скоростью  $10 \text{ c}^{-1}$  в аустенитной области и охлаждения со скоростями  $20\text{-}30 \text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$  до температур  $650\text{-}570 \text{ }^\circ\text{C}$  в стали 09XN2MD, микролегированной ниобием, доля превращенного аустенита в области образования гранулярного бейнита выше, чем в стали, микролегированной ванадием, рисунок 3.2.7, *а, б*.

После деформации 30% со скоростью  $10 \text{ c}^{-1}$  в аустенитной области и охлаждения со скоростью  $20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$  скорость превращения в стали марки 09XN2MDБ в области формирования гранулярного бейнита выше, тогда как после охлаждения со скоростью  $30 \text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$  она снижается, что может иметь значение для формирования структуры листов разных толщин.

Для стали 09XN2MDФ основное превращение протекает при более низких температурах  $\sim 550 \text{ }^\circ\text{C}$ , а скорость превращения, наоборот, выше после охлаждения со скоростью  $30 \text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$ . Изменение системы микролегирования

хромникельмолибденовой стали позволяет управлять соотношением бейнита реечной и гранулярной морфологии и варьировать требуемые прочностные характеристики.

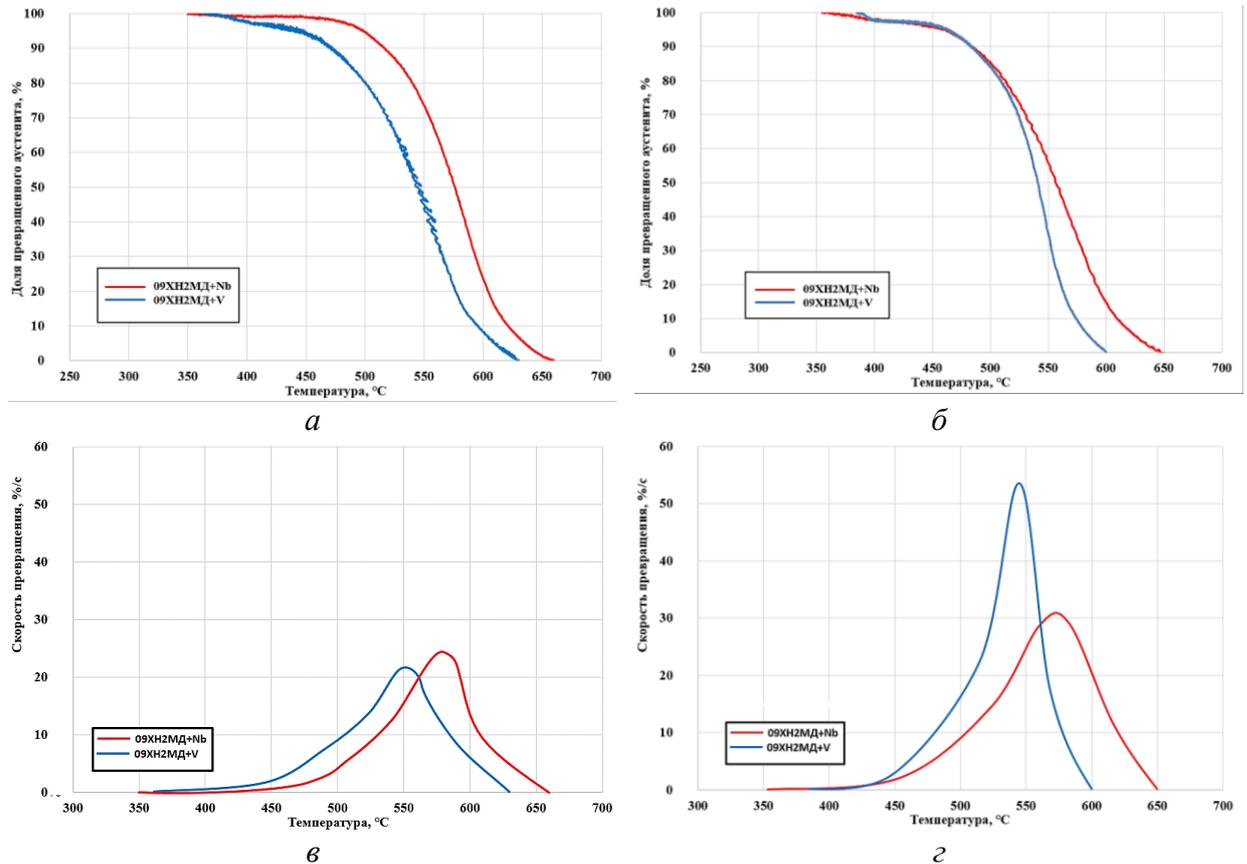


Рисунок 3.2.7 – Влияние микролегирования (Nb и V) на кинетику и скорость фазовых превращений стали марки 09XN2MD при скорости деформации  $10 \text{ с}^{-1}$  и охлаждении со скоростями  $20 \text{ °C/сек}$  (а, в) и  $30 \text{ °C/сек}$  (б, г)

Таким образом, в диапазоне скоростей охлаждения от  $20$  до  $30 \text{ °C/сек}$ , характерных для изготовления листового проката толщиной от  $5$  до  $15 \text{ мм}$  по технологии ТМО+УО, для стали марки 07Г2НФБ формируется ферритно-бейнитная структура с различным соотношением структурных составляющих, а с повышением толщины листа велика вероятность формирования феррита, который может снижать прочностные характеристики.

Для стали марки 09XN2MD, микролегированной ниобием или ванадием, формируется бейнит реечной и гранулярной морфологии, причем микролегирование ниобием способствует увеличению доли гранулярного бейнита в более широком интервале скоростей охлаждения, что представляется предпочтительным при

последующей смотке в рулон, а достигаемые значения прочностных характеристик в этом случае могут быть выше, чем для стали 07Г2НФБ.

### **3.3 Определение технологических параметров изготовления листового проката толщиной от 5 до 15 мм**

#### **3.3.1 Исследование роста аустенитного зерна**

Известно, что от размера аустенитного зерна зависит устойчивость аустенита к превращению и конечная структура, а, соответственно, механические и эксплуатационные свойства сталей. Поэтому при разработке технологии производства листового проката необходимо учитывать рост зерна во время нагрева сляба в печи, предшествующего началу прокатки. При этом следует отметить, что в промышленных условиях на непрерывных станах горячей прокатки температуру нагрева под термомодеформационную обработку обычно выбирают в диапазоне 1250-1280 °С из-за непрерывного процесса деформации по сравнению с реверсивными станами.

Движущими процессами нормального роста аустенитного зерна при нагреве является снижение поверхностной энергии за счет уменьшения протяженности границ зерен. В работах [99-101, 103] утверждается, что наиболее эффективно замедляют рост зерна элементы, образующие с углеродом стойкие труднорастворимые при нагреве карбиды или нитриды (алюминий, цирконий, титан, ванадий, ниобий, тантал, вольфрам, хром), причем тем сильнее, чем более стойкую фазу образует элемент, а миграция большеугловых границ ограничивается силой Зинера [98]. Такое влияние объясняется наличием нерастворенных в аустените дисперсных частиц, оказывающих барьерное действие на мигрирующую границу. Наиболее сильными сдерживающими рост зерна аустенита элементами считаются алюминий, титан, ниобий и ванадий [99-101, 103], однако при достижении их температуры растворимости этот эффект исчезает, и наступает резкое увеличение размера зерна [26, 99]. В судостроительных сталях используют алюминий и чаще всего такие микролегирующие элементы как ванадий и/или ниобий.

В работе [169] для комплексно микролегированной стали марки 07Г2НФБ установлено, что резкий рост аустенитного зерна начинается при нагреве до температуры 1250 °С.

Для стали марки 09ХН2МД, микролегированной ниобием или ванадием, исследование влияния температуры нагрева на рост аустенитного зерна проведено методом вакуумного травления по режимам таблицы 2.3.1.

На рисунках 3.3.1 и 3.3.2 представлены зависимость размера аустенитного зерна от температуры нагрева и времени выдержки для стали марки 09ХН2МД, микролегированной ниобием или ванадием, и примеры микроструктур, соответственно.

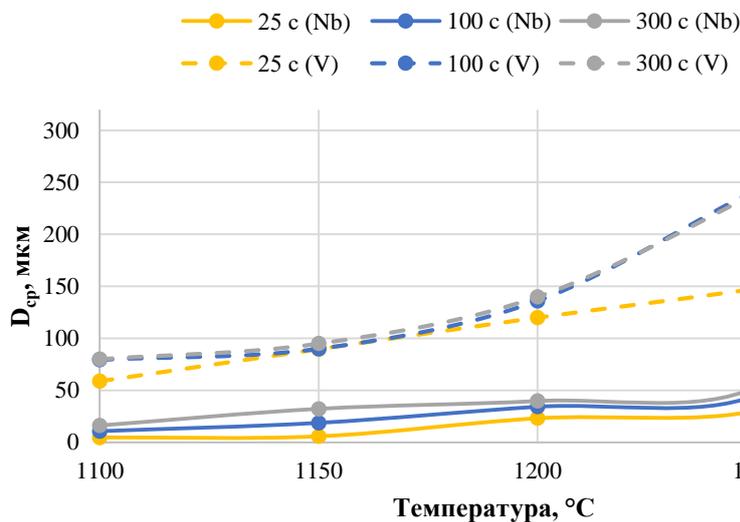


Рисунок 3.3.1 – Зависимость размера аустенитного зерна от температуры нагрева и времени выдержки для стали марки 09ХН2МД, микролегированной ванадием или ниобием

При нагреве выше температуры 1100 °С наблюдается рост зерна стали марки 09ХН2МД, микролегированной ванадием, что согласуется с исследованиями в работе [33], рисунок 3.3.1.

Для стали марки 09ХН2МД, микролегированной ниобием, резкий рост аустенитного зерна наблюдается при температурах выше 1250 °С. Видно, что сдерживание роста аустенитного зерна при нагреве больше примерно в 2-3 раза по сравнению со сталью марки 09ХН2МД, микролегированной ванадием, рисунок 3.3.1.

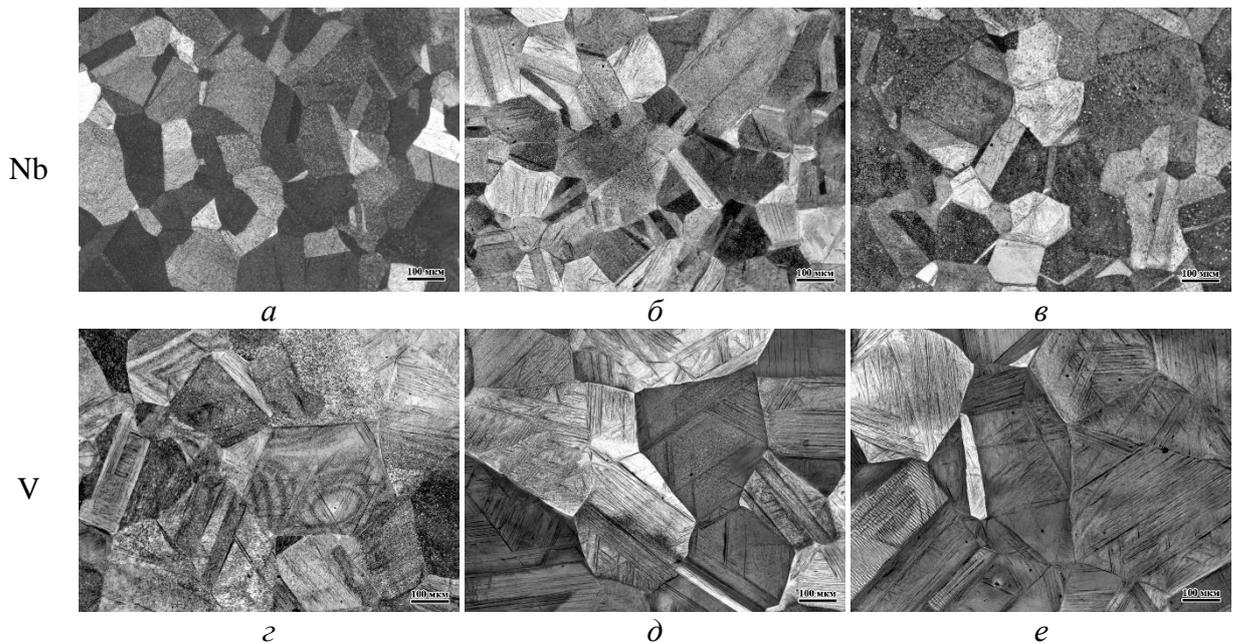


Рисунок 3.3.2 – Оксидная пленка на поверхности микрошлифа из стали марки 09ХН2МД, микролегированной ниобием (*а, б, в*) или ванадием (*з, д, е*), после вакуумного травления при температуре 1250°С с временем выдержки 25 с (*а, з*) 100 с (*б, д*) и 300 с (*в, е*)

Таким образом, вследствие того, что при нагреве сталь марки 09ХН2МД, микролегированная ванадием, имеет более крупное аустенитное зерно (более чем в 2-3 раза) относительно микролегирования ниобием, а подобные условия способствуют формированию большого количества речных структур, которые, приводя к упрочнению, могут понижать хладостойкость [170], то для дальнейших исследований выбраны сталь марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ, микролегированные ниобием.

### 3.3.2 Исследование процессов динамической рекристаллизации

Количество проходов на черновой стадии прокатки на широкополосных станах непрерывной горячей прокатки ограничено числом черновых клетей и составляет от 5 до 7, что обуславливает применение высоких частных обжатий (15-45 %) в каждой клетке. Это может приводить как к развитию процессов динамической рекристаллизации, так и к ее неполному протеканию, что может способствовать формированию разноразмерной структуры. Благоприятными условиями для развития и полного протекания данного вида рекристаллизации являются высокие температуры и низкая скорость деформации. Для её активации необходимо достичь

пороговой степени деформации ( $\varepsilon_p$ ), величина которой зависит от температуры, скорости деформации и химического состава стали [102].

Частичная динамическая рекристаллизация в отдельных микрообъемах металла возникает из-за недостаточной наклепанности аустенитных зерен. В связи с этим продолжением этого вида рекристаллизации служат постдинамические процессы: метадинамическая или статическая рекристаллизация, благодаря которой при постдеформационной выдержке обеспечивается завершение процесса (рост новых сформировавшихся зерен). Из-за этого на начальных этапах формирования аустенитного зерна образуется разнотельная структура, из-за которой невозможно получить качественный полуфабрикат, поэтому в производственных условиях развитие частичной рекристаллизации нежелательно.

Поскольку горячая прокатка на непрерывных станах происходит при высоких скоростях деформации, вероятность протекания процессов частичной динамической рекристаллизации большая, что следовало учесть при разработке технологии. Для этого при скоростях деформации 1, 5, 10 с<sup>-1</sup> при температурах 1100, 1150, 1200 °С определяли пороговую степень деформации  $\varepsilon_p$  по зависимостям напряжение-деформация для стали марок 09ХН2МДБ и 07Г2НФБ. Образцы охлаждали со скоростью 17 °С. Температуры и скорости деформации выбирались с учетом условий производства проката на непрерывном стане горячей деформации, которые соответствовали прокатке на черновых клетях.

На рисунке 3.3.3 представлено влияние температуры деформации на активацию динамической рекристаллизации, а в таблице 2.3.2 - режимы моделирования.

При анализе зависимостей напряжение-деформация для стали марки 07Г2НФБ установлено, что процесс динамической рекристаллизации протекает при температурах 1200 и 1150 °С при деформации со скоростью 1 с<sup>-1</sup>, рисунок 3.3.3, а. При этом  $\varepsilon_p$  составляет 0,3 при температуре деформации 1200 °С и 0,4 при 1150 °С, что в пересчете в относительные степени деформации соответствует примерно 26 и 34 % соответственно.

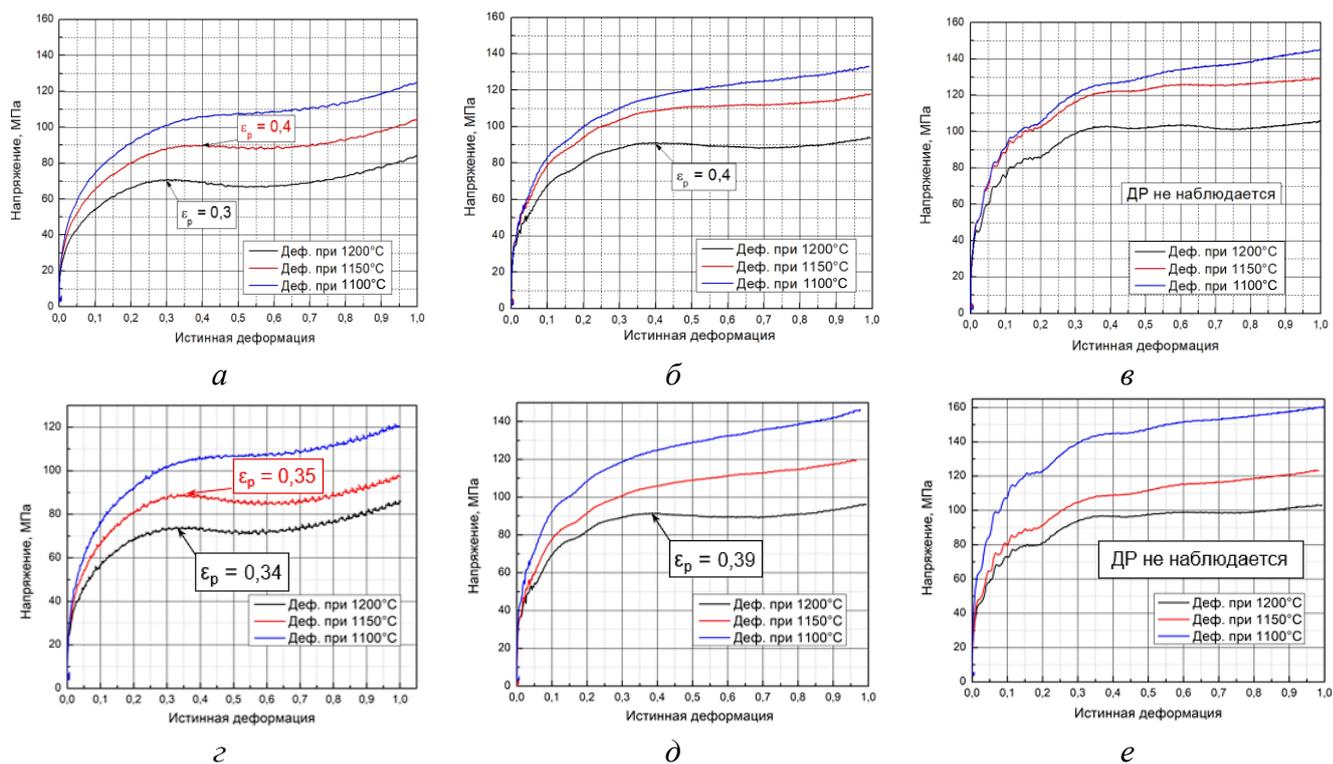


Рисунок 3.3.3 – Влияние температуры деформации на активацию динамической рекристаллизации стали марок 07Г2НФБ (а, б, в) и 09ХН2МДБ (г, д, е) при скоростях деформации  $1 \text{ с}^{-1}$  (а),  $5 \text{ с}^{-1}$  (б) и  $10 \text{ с}^{-1}$  (в)

При увеличении скорости деформации до  $5 \text{ с}^{-1}$  динамическая рекристаллизация наблюдается только при температуре 1200, а  $\epsilon_p$  составляет 0,4, что в пересчете в относительные степени деформации соответствует примерно 34 %, рисунок 3.3.3, б. При скорости деформации  $10 \text{ с}^{-1}$  динамическая рекристаллизация при выбранных температурах деформации не наблюдается, рисунок 3.3.3, в.

При анализе зависимостей напряжение-деформация установлено, что процесс динамической рекристаллизации в стали марки 09ХН2МДБ протекает при температурах 1200 и 1150 °С при деформации со скоростью  $1 \text{ с}^{-1}$ , рисунок 3.3.3, г, д. При этом  $\epsilon_p$  составляет 0,34 при температуре деформации 1200 °С и 0,35 при 1150 °С, что в пересчете в относительные степени деформации соответствует примерно 30 %.

При увеличении скорости деформации до  $5 \text{ с}^{-1}$  динамическая рекристаллизация наблюдается только при температуре 1200 °С, а  $\epsilon_p$  составляет 0,39, что в пересчете в относительные степени деформации соответствует примерно 33 %, рисунок 3.3.3, д.

После деформации со скоростью  $10 \text{ с}^{-1}$  динамическая рекристаллизация при выбранных температурах деформации не наблюдается, рисунок 3.3.3, *е*.

Активация динамической рекристаллизации зависит от скорости деформации, что объясняется кинетическими процессами для стали марки 09ХН2МДБ. Протекание процесса динамической рекристаллизации с увеличением скорости деформации (выше  $5 \text{ с}^{-1}$ ) предположительно зависит от наклепанности структуры, что может подтвердить график напряжение-деформация на рисунке 3.3.4.

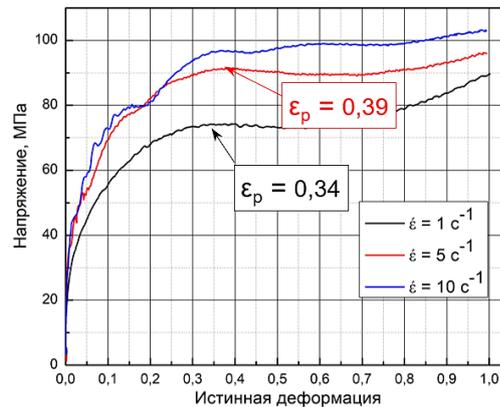


Рисунок 3.3.4 – Влияние скорости деформации на напряженное-деформированное состояние стали марки 09ХН2МДБ при температуре деформации  $1200 \text{ }^{\circ}\text{С}$

Еще одним фактором влияния скорости деформации на протекание процесса динамической рекристаллизации может служить высокая поверхностная энергия вследствие формирования вытянутых аустенитных зерен в результате наклепа и, соответственно, увеличение протяженности их границ.

Косвенно это подтверждают исследования структуры образцов методом оптической металлографии, охлажденных со скоростью  $17 \text{ }^{\circ}\text{С}$ , рисунок 3.3.5.

После охлаждения в образцах, деформированных со скоростью  $1$  и  $5 \text{ с}^{-1}$ , формируется бейнит преимущественно речной морфологии, рисунок 3.3.5, *а, б*. Из этого следует, что после динамической рекристаллизации в структуре металла формируются относительно крупные равноосные зерна аустенита, из которых, как известно, по сдвиговому механизму легче формируются структуры речной морфологии.

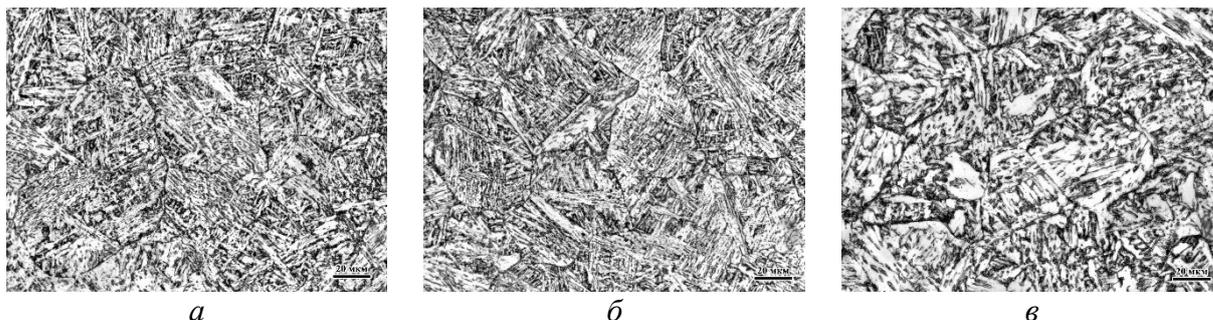


Рисунок 3.3.5 – Структура образцов стали марки 09ХН2МДБ после деформации при температуре 1200 °С со скоростями деформации 1 с<sup>-1</sup> (а), 5 с<sup>-1</sup> (б) и 10 с<sup>-1</sup> (в) и дальнейшим охлаждением со скоростью 17 °С/с

После охлаждения в образце, деформированном со скоростью деформации 10 с<sup>-1</sup>, формируется бейнит преимущественно гранулярной морфологии вследствие наклепа аустенита и наличия большого количества центров зарождения новых зерен с дальнейшим их ростом по диффузионному механизму в результате перекристаллизации, рисунок 3.3.5, в.

Среднее значение твердости для образцов, деформированных со скоростями 1, 5 и 10 с<sup>-1</sup>, составляет 282, 284 и 204 HV<sub>10</sub>, соответственно, что подтверждает вышесказанное.

Следует отметить, что деформация в диапазоне от 30 до 40 % на черновых клетях стана непрерывной горячей прокатки осуществляется на 3-6 проходах при температурах 1150-1100 °С со скоростью деформации выше 1 с<sup>-1</sup>, поэтому основным процессом формирования размера аустенитного зерна на стадии черновой прокатки будет являться статическая рекристаллизация [171].

Таким образом, по результатам исследований динамической рекристаллизации при разных температурах и скоростях деформации установлено, что преимущественным процессом формирования аустенитного зерна на черновой стадии прокатки на непрерывном стане будет являться статическая рекристаллизация при температурах 1150-1100 °С после деформации от 30 до 40 %.

### 3.3.3 Исследование процессов структурообразования при горячей пластической деформации в аустенитной области

Для исследования процессов структурообразования в стали марок 09ХН2МДБ при горячей пластической деформации в аустенитной области проводилось

имитационное моделирование как авторы в работах [172-174] на дилатометре DIL 805 A/D, таблица 2.3.3. Сочетание температуры нагрева и температуры деформации имитировало условия деформации в последовательных черновых клетях. Высокая скорость охлаждения 80 °С/с позволяла зафиксировать размер зерна аустенита, сформированного при разных температурных режимах деформации.

После обработки по предложенным режимам проводилась оценка размеров бывшего аустенитного зерна. Твердость косвенно позволяла оценить тип образующихся структур, которая определяется размером аустенитного зерна вследствие изменения его устойчивости к фазовому превращению. Все результаты для стали марки 09ХН2МДБ исследования представлены в таблице 3.3.1 и на рисунке 3.3.6.

Таблица 3.3.1 – Значения твердости (среднее из 5 измерений) и средний размер БАЗ стали марки 09ХН2МДБ в зависимости от режима моделирования

№ режима	Твердость, HV <sub>10</sub>	Средний/максимальный размер БАЗ, мкм	Структура после охлаждения со скоростью 80 °С/с
1	320	76-80	Реечный мартенсит
2	326		
3	317	(25-30)/(60-70)	Реечный мартенсит и реечный бейнит
4	314		
5	307		
6	321		
7	286	18-20	Реечный мартенсит, реечный бейнит, гранулярный бейнит
8	293		

После нагрева стали марки 09ХН2МДБ до температур 1250-1280 °С и последующей однократной деформации при 1200-1230 °С (режимы № 1 и 2) формируется мартенситная структура со средним размером бывшего аустенитного зерна 76-80 мкм, что подтверждается полученными значениями твердости 320-326 HV<sub>10</sub>, таблица 3.3.1. Существенной разнотерности не наблюдается, рисунок 3.3.6, а, б.

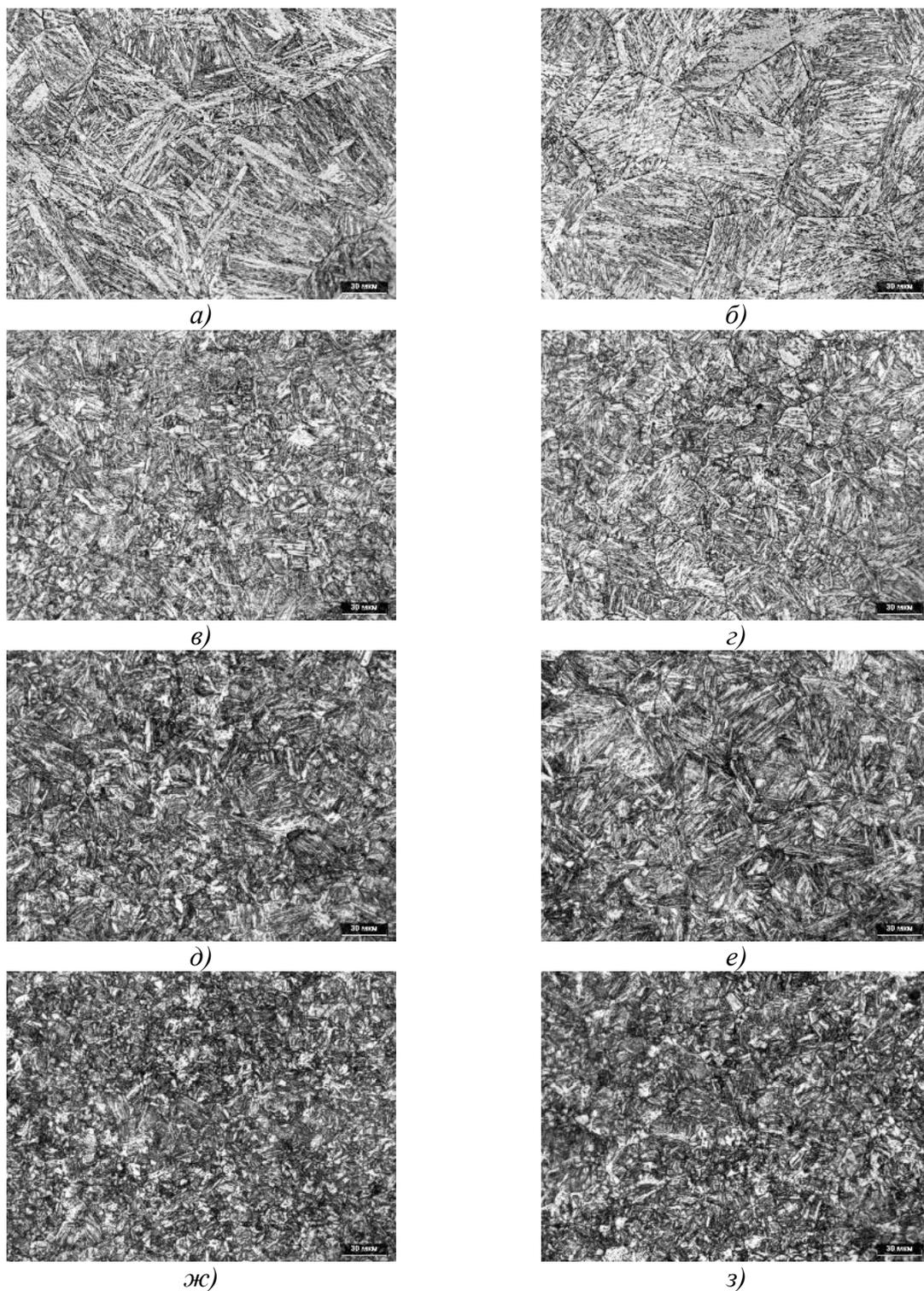


Рисунок 3.3.6 – Микроструктура образцов, обработанных по режимам № 1 (а), № 2 (б), № 3 (в), № 4 (г), № 5 (д), № 6 (е), № 7 (ж) и № 8 (з) из стали марки 09ХН2МДБ

После нагрева до температур 1150-1180 °С и последующей деформации при 1050-1100 °С (режимы №№ 3-6) формируется мартенситно-бейнитная структура преимущественно речной морфологии, рисунок 3.3.6, в, г, д, е. Вследствие того, что в такой структуре сложно определить границы и размер бывшего аустенитного

зерна, был проведен EBSD-анализ по специальному экспресс-методу [140], рисунок 3.3.7.

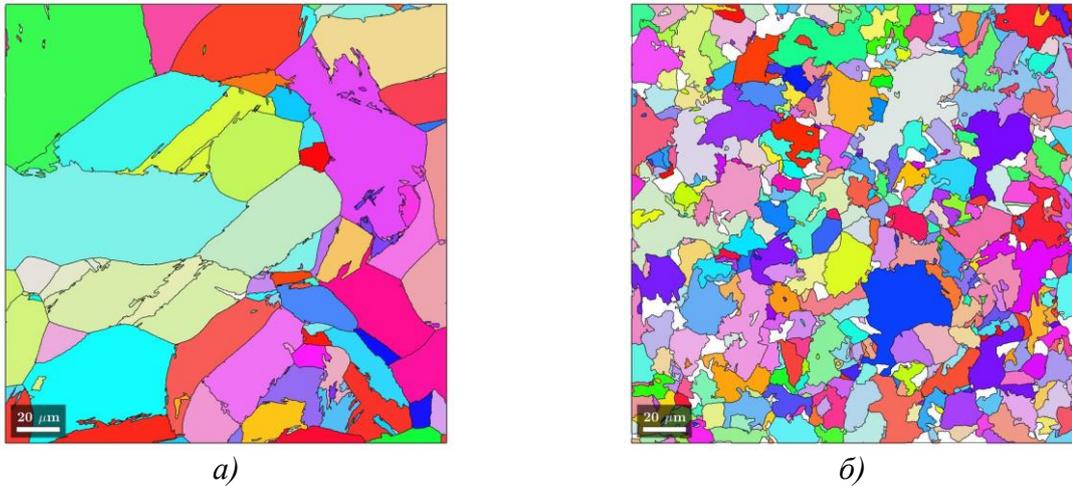


Рисунок 3.3.7 – Границы бывших аустенитных зерен образцов из стали марки 09ХН2МДБ, обработанных по режимам № 6 (а) и № 8 (б)

Пример для образца, обработанного по режиму № 6, приведен на рисунке 3.3.7, а. По полученным результатам установлено, что в образцах, обработанных по режимам №№ 3-6 (однократная деформация при температурах 1100-1050°C после нагрева до 1180-1150°C), сформировались аустенитные зерна со средним размером 25-30 мкм. Наблюдается существенная разнотернистость с крупными (60-70 мкм) и мелкими зернами (15-20 мкм), что косвенно позволяет говорить о протекании процессов рекристаллизации не во всем объеме металла. Твердость в диапазоне 307-321 HV<sub>10</sub>, таблица 3.3.1, свидетельствует о формировании преимущественно мартенсита и бейнита речной морфологии, подтверждая обнаруженную разнотернистость.

После нагрева до температуры 1050-1100 °C и последующей однократной деформации 50 % при 1000-1050 °C (режимы № 7 и 8) средний размер аустенитных зерен составляет 18-20 мкм, рисунок 3.3.7, б, формируется мартенситно-бейнитная структура с небольшой долей гранулярного бейнита, рисунок 3.3.6, ж, з. Наблюдается однородная структура, что косвенно свидетельствует о полном протекании процессов рекристаллизации, способствующей измельчению зерна. Меньший размер аустенитных зерен по сравнению с режимами №№ 3-6 объясняется и более низкой температурой нагрева на 50-130 °C. Формирование гранулярного

бейнита из мелкозернистого аустенита приводит к более низким значениям твердости, которые находятся в диапазоне 286-293 HV<sub>10</sub>, таблица 3.3.1.

Таким образом, наиболее мелкозернистая аустенитная структура при однократной горячей пластической деформации в стали марки 09ХН2МДБ формируется при температурах 1100-1000 °С. Структурообразование на этапе завершения горячей пластической деформации с обжатиями по проходам для стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ, характерными для промышленных условий, приведено в следующей главе и было изучено с использованием пластометра Gleeble 3800.

### **3.3.4 Исследование процессов структурообразования при охлаждении**

Фазовое превращение происходит на этапе охлаждения рулонного проката ламинарными потоками воды в установке ускоренного охлаждения. Однако вследствие того, что превращение аустенита продолжается и после смотки рулона при его медленном охлаждении, то конечная микроструктура формируется именно на этой стадии производства [121-125]. При этом скорость охлаждения внешних витков рулона в промышленных условиях составляет ~ 0,07 °С/с, а внутренних ~ 0,005, как показано в работе [175], из-за чего образуется температурный градиент, и в зависимости от температуры смотки может формироваться разнородная структура по длине и ширине рулона. Поэтому было важно определить диапазон температур, при которых возможно получать близкие структуры при вышеперечисленных скоростях при замедленном охлаждении, что позволило бы обеспечивать заданную структуру и механические свойства по всей длине рулона. Для этого проводилось имитационное моделирование режимов деформации на чистой стадии прокатки, ускоренного охлаждения до заданной температуры и последующего замедленного охлаждения рулона (наружных и внутренних витков) согласно таблице 2.3.4 на дилатометре DIL 805 A/D.

В связи с ограничительными возможностями дилатометра и условий проведения эксперимента вместо скорости охлаждения 0,005 °С/с, характерной для внутренних витков охлаждения рулона, была выбрана минимально возможная –

0,025 °C/с. Полученные результаты исследования структуры образцов, изготовленных из стали 09ХН2МДБ, представлены на рисунке 3.3.8.

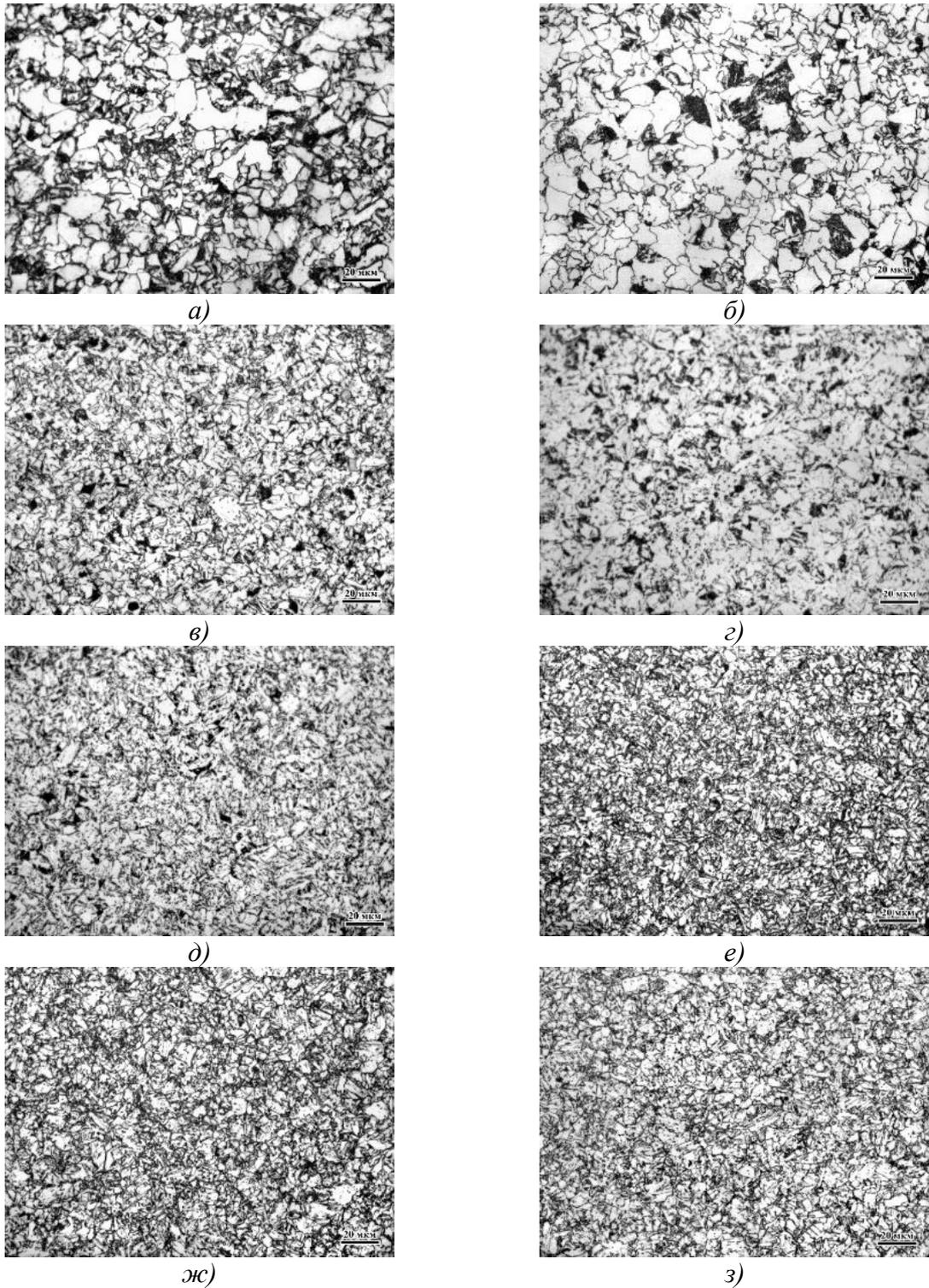


Рисунок 3.3.8 – Структура образцов из стали марки 09ХН2МДБ, обработанных по режимам, имитирующим температуру смотки рулона при 650 °C (а, б), 600 °C (в, г), 550 °C (д, е) и 500 °C (ж, з) со скоростями охлаждения 0,07 °C/сек (а, в, д, ж) и 0,025 °C/сек (б, г, е, з)

После имитации температур ускоренного охлаждения водой до температур 600-650 °С и условий замедленного охлаждения в рулоне в стали марки 09ХН2МДБ формируется неоднородная ферритно-перлитно-бейнитная микроструктура, которая может оказывать влияние на изотропность механических свойств проката, что подтверждается показателями твердости (средние значения 199-225 HV<sub>10</sub>). При этом образование феррита и перлита недопустимо, так как присутствие феррита в структуре способствует понижению прочностных [176], а перлита - вязких [33] свойств материала, рисунок 3.3.8, *а, б, в, г*.

После имитации ускоренного охлаждения водой до температур 500-550 °С и условий замедленного охлаждения в рулоне в стали формируется однородная микроструктура с бейнитом гранулярной и речной морфологии, что подтверждается показателями твердости (средние значения 232-251 HV<sub>10</sub>). Средний размер бывших аустенитных зерен для образцов, обработанных по режимам №№ 13-15, равен 16,6 мкм, а для образца, обработанного по режиму № 16 – 17,8 мкм, рисунок 3.3.9.

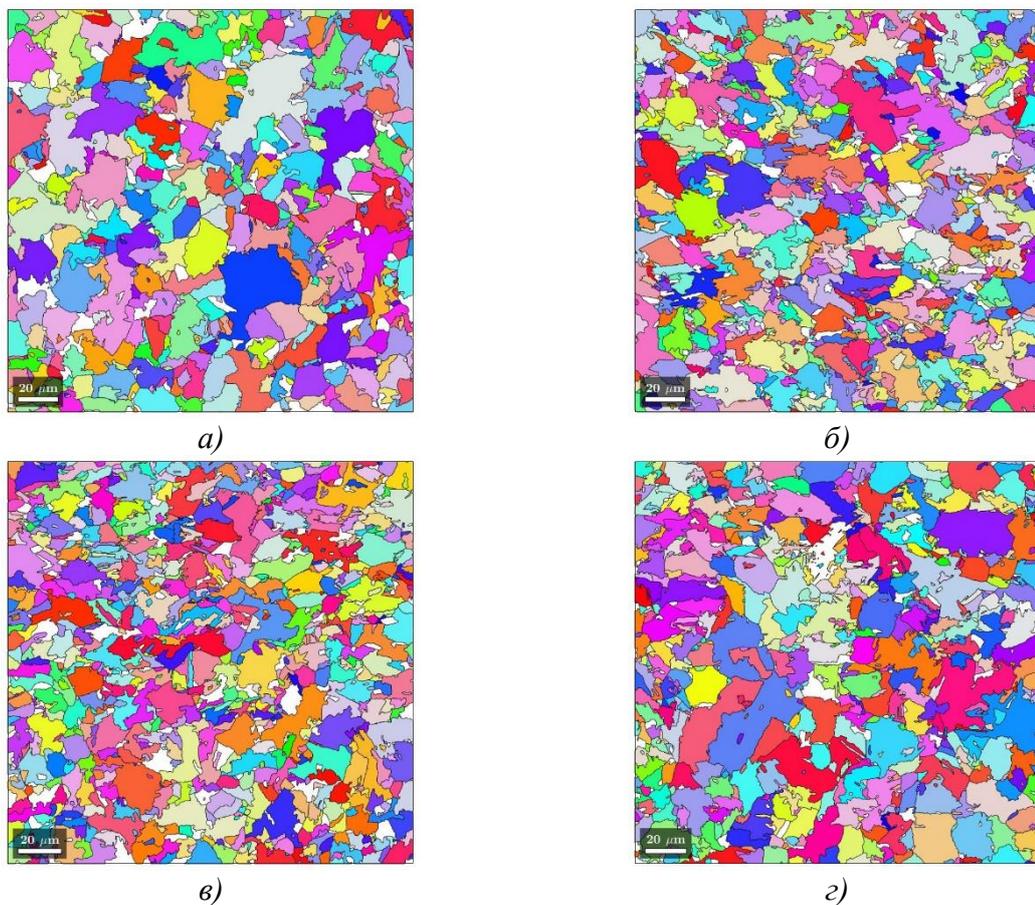


Рисунок 3.3.9 – Границы бывших аустенитных зерен образцов из стали марки 09ХН2МДБ, обработанных по режимам № 13 (*а*), № 14 (*б*), № 15 (*в*) и № 16 (*г*)

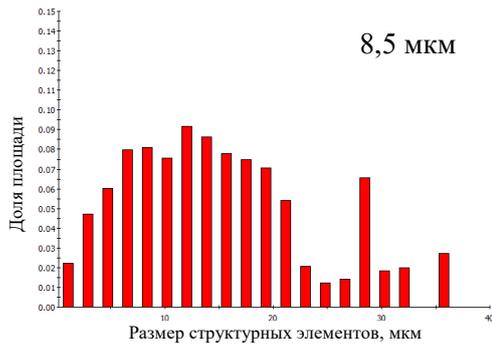
Результаты исследования влияния температуры и скорости охлаждения на размер структурных элементов при угле толерантности ( $\theta_t$ )  $15^\circ$ , что позволяет оценить размер пакетно-блочной структуры с большеугловыми границами в бейнитной стали, приведены на рисунке 3.3.10.

После имитации температуры смотки при  $550^\circ\text{C}$  и скоростей охлаждения  $0,07$  (рисунок 3.3.10, *а, б*) и  $0,025^\circ\text{C}/\text{с}$  (рисунок 3.3.10, *в, г*) формируются структурные элементы, средний размер которых равен  $8,2-8,5$  мкм.

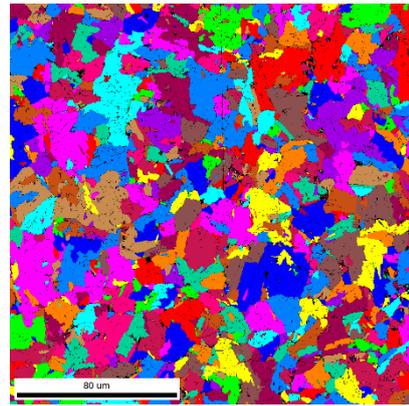
После имитации температуры смотки при  $500^\circ\text{C}$  формируются структурные элементы со средним размером  $6,1$  мкм (после охлаждения со скоростью  $0,07^\circ\text{C}/\text{с}$ , рисунок 3.3.10, *д, е*) и  $9,6$  мкм (после охлаждения со скоростью  $0,025^\circ\text{C}/\text{с}$ , рисунок 3.3.10, *ж, з*). Формирование более мелких структурных элементов для образца № 15 по сравнению с образцами с №№ 13 и 14, скорее всего, связано с образованием большего количества речного бейнита из-за более низкой температуры охлаждения, что подтверждается показателями твердости (для образца № 15 –  $247\text{HV}_{10}$ , а для образцов №№ 13 и 14 –  $232$  и  $238\text{HV}_{10}$ , соответственно). Формирование более крупных структурных элементов в образце № 16 по сравнению с образцом № 15, вероятнее всего, связано с более низкой скоростью охлаждения ( $0,025^\circ\text{C}/\text{с}$ ) и образованием более крупных областей речного бейнита.

Известно, что развитая субструктура с границами деформационного происхождения оказывает благоприятное влияние на сопротивление распространению трещин, тем самым повышая хладостойкость стали. Поэтому было проведено исследование влияния температуры и скорости охлаждения на размер структурных элементов при угле толерантности ( $\theta_t$ )  $5^\circ$ , рисунок 3.3.11.

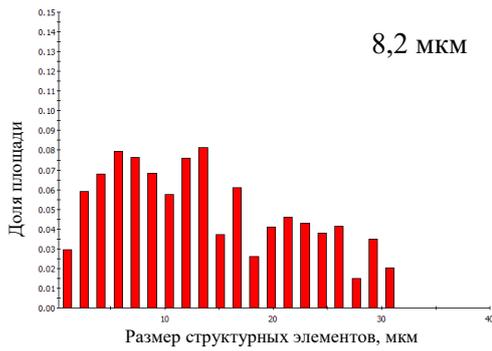
Как при температуре конца охлаждения  $550^\circ\text{C}$ , так и при  $500^\circ\text{C}$  наблюдаются структурные элементы размером от  $4$  до  $5,8$  мкм (при  $\theta_t = 5^\circ$ ), рисунок 3.3.11, *а, в, д, ж*, что свидетельствует о формировании развитой субзеренной структуры при выбранных режимах деформации с ускоренным охлаждением. Небольшой средний размер структурных составляющих обусловлен довольно высокой степенью однократной деформации при имитационном моделировании –  $50\%$ .



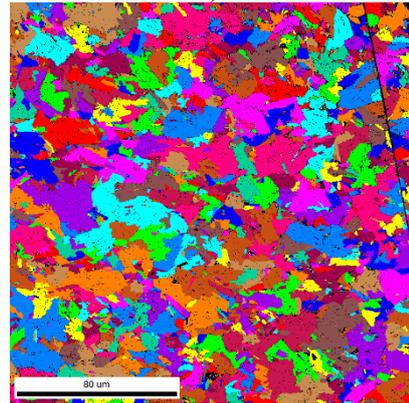
а)



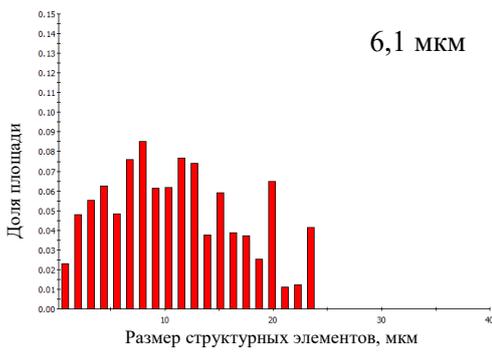
б)



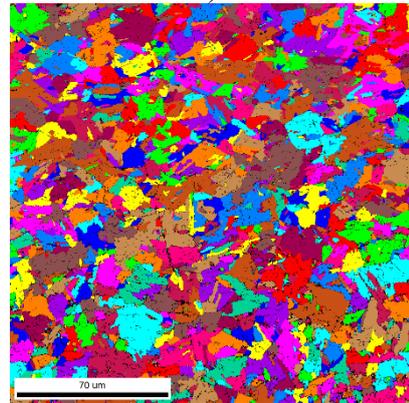
в)



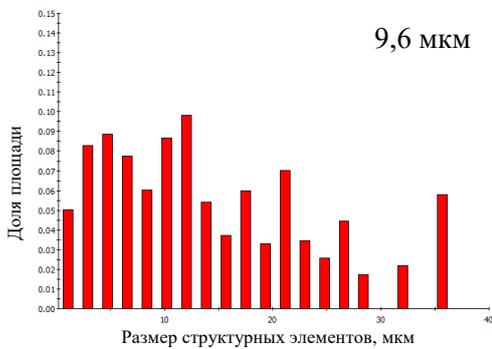
г)



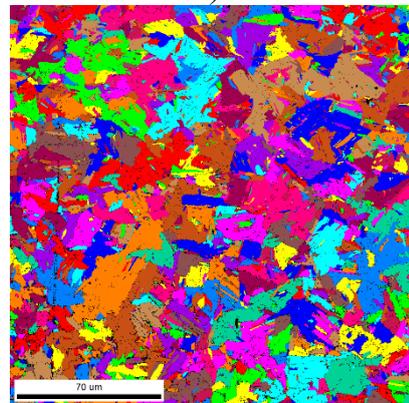
д)



е)

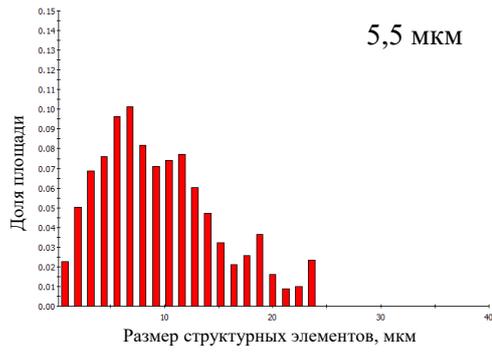


ж)

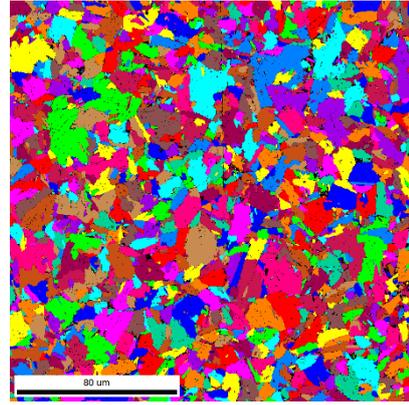


з)

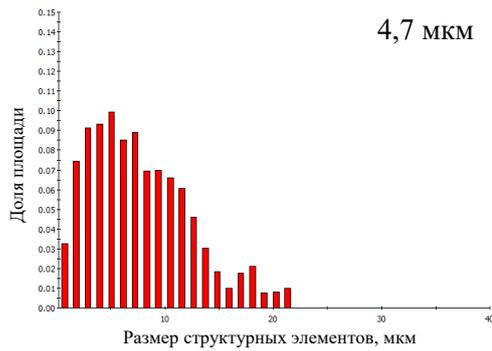
Рисунок 3.3.10 – Гистограммы распределения значений структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 15^\circ$  (а, в, д, ж) и карты зерен (б, г, е, з) образцов из стали марки 09ХН2МДБ, обработанных по режимам № 13 (а, б), № 14 (в, г), № 15 (д, е) и № 16 (ж, з)



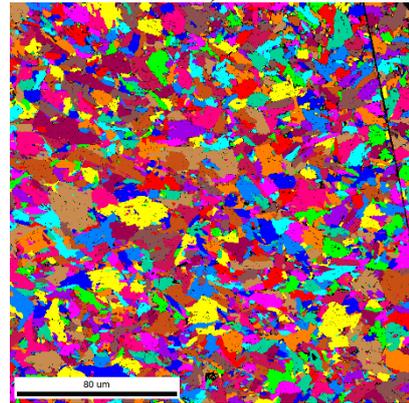
а)



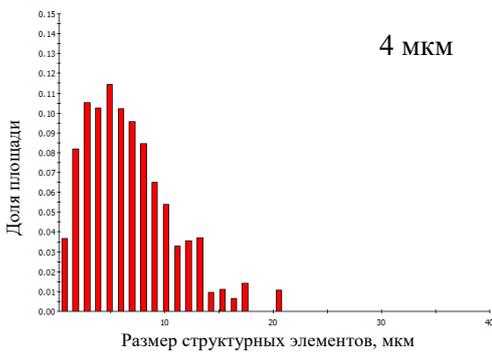
б)



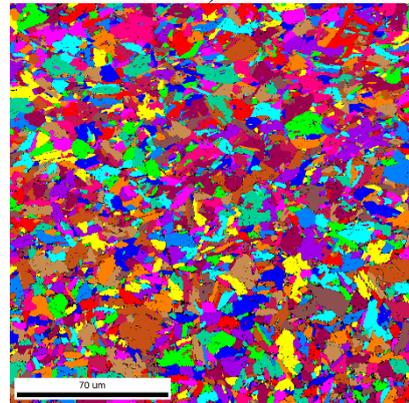
в)



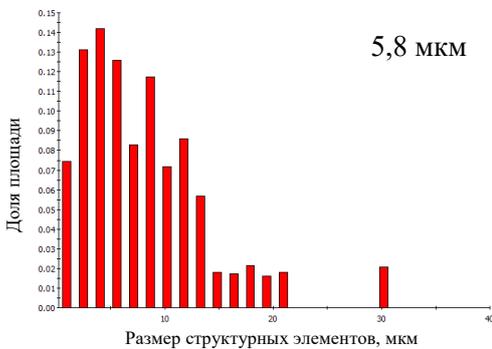
г)



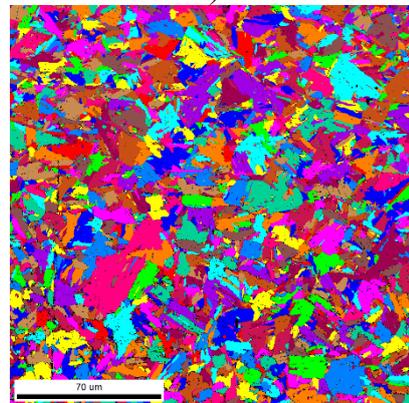
д)



е)



ж)



з)

Рисунок 3.3.11 – Гистограммы распределения значений структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 5^\circ$  (а, в, д, ж) и карты зерен (б, г, е, з) образцов из стали марки 09ХН2МДБ, обработанных по режимам № 13 (а, б), № 14 (в, г), № 15 (д, е) и № 16 (ж, з)

Таким образом, наиболее дисперсная пакетно-блочная и субзеренная структура в стали марки 09ХН2МДБ формируется после ускоренного охлаждения до температур 500-550 °С с учетом последующего замедленного охлаждения со скоростями ~ 0,07 и 0,025°С/с, что примерно соответствует охлаждению внешних и внутренних витков рулона при остывании.

### Выводы к Главе 3

1. Разработаны требования к микроструктуре, химическому составу, механическим свойствам и характеристикам работоспособности листового проката толщиной 5-15 мм из стали категории прочности 460, 500, 550, 620 и 690 МПа, предназначенной для эксплуатации в арктических условиях, удовлетворяющие требованиям ГОСТ Р 52927-2023 и «Правилам...» РМРС. Показано, что для оценки качества листового проката должны выполняться следующие испытания: испытание на растяжение, испытание на ударную вязкость, в том числе в продольном и поперечном направлениях по отношению к направлению прокатки, а также после механического старения, испытание на изгиб, испытание на излом полнотолщинных проб.

2. Исследованы фазовые превращения в представленных сталях под влиянием горячей пластической деформации в аустенитной области, в том числе при высоких скоростях деформации (1 и 10 с<sup>-1</sup>). В диапазоне скоростей охлаждения от 20 до 30 °С/сек, характерных для охлаждения листового проката толщиной от 5 до 15 мм в установке ускоренного охлаждения ламинарного типа, в стали марки 07Г2НФБ формируется ферритно-бейнитная структура с различным соотношением структурных составляющих. В стали марки 09ХН2МД, микролегированной ниобием или ванадием, формируется бейнитная структура со смесью бейнита реечной и гранулярной морфологии. При этом в стали марки 09ХН2МДБ, микролегированной ниобием, по сравнению со сталью, микролегированием ванадием, после деформации в аустенитной области с высокой скоростью образуется преимущественно бейнит гранулярной морфологии, а температуры начала и конца бейнитного превращения находятся выше на 20-30 °С.

3. Установлено, что для стали марки 07Г2НФБ основное бейнитное превращение протекает при температурах  $\sim 500-525^{\circ}\text{C}$ , а для стали марки 09ХН2МДФ при  $\sim 550^{\circ}\text{C}$ . При этом изменение системы микролегирования хромникельмолибденовой стали позволяет управлять соотношением бейнита реечной и гранулярной морфологии и варьировать требуемые прочностные характеристики.

4. Согласно литературным данным резкий рост аустенитного зерна для стали 07Г2НФБ (с комплексным микролегированием ниобием и ванадием) начинается при температуре  $1250^{\circ}\text{C}$ , тогда как для стали марки 09ХН2МД, микролегированной ниобием, эффект сдерживания роста аустенитного зерна при нагреве до температуры  $1250^{\circ}\text{C}$  больше примерно в 2-3 раза по сравнению с микролегированием ванадием. Из-за совокупности факторов (большое аустенитное зерно при нагреве до высоких температур, а также образование большого количества реечного бейнита для стали, микролегированной ванадием) применение стали марки 09ХН2МД, микролегированной ванадием, для опробования технологических режимов, характерных для непрерывных станов горячей прокатки, признано нецелесообразным.

5. Исследования динамической рекристаллизации при разных температурах ( $1100, 1150$  и  $1200^{\circ}\text{C}$ ) и скоростях деформации ( $1, 5$  и  $10\text{ с}^{-1}$ ) для стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ показали, что при увеличении скорости деформации динамическая рекристаллизации не развивается, и преимущественным процессом формирования аустенитного зерна на черновой стадии прокатки на непрерывном стане будет являться статическая рекристаллизация. Пороговая степень динамической рекристаллизации для стали марки 09ХН2МДБ при температурах  $1200$  и  $1150^{\circ}\text{C}$  составляет примерно 30-33 %, а для стали марки 07Г2НФБ – 26-34 %, что не реализуемо на первых трех проходах горячей прокатки на непрерывном стане.

6. Исследование структурообразования в стали марки 09ХН2МДБ позволило определить оптимальный температурный диапазон горячей пластической деформации. Установлено, что наиболее мелкозернистая аустенитная структура со средним размером бывшего аустенитного зерна  $\sim 19$  мкм формируется в стали марки

09ХН2МДБ при температурах 1100-1000 °С после однократной деформации со степенью 50 %.

7. Наиболее рациональными температурами конца ускоренного охлаждения (смотки) для стали марки 09ХН2МДБ после имитации горячей деформации при температурах 1000-950 °С со степенью 50 %, способствующей измельчению аустенитного зерна, являются 500-550 °С, что позволяет получить близкие структурные составляющие с развитым субзерненным строением с характерным размером 4-5,8 мкм (при угле толерантности 5°) после замедленного охлаждения со скоростями 0,07 и 0,025 °С/с, характерными для охлаждения внешних и внутренних витков рулона после смотки.

Установленные закономерности позволяют выполнить имитационное моделирование сквозного технологического процесса. Результаты изучения процессов структурообразования представлены в Главе 4.

#### **ГЛАВА 4 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСНОВАНИИ ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ НА ПЛАСТОМЕТРЕ «GLEEBLE 3800»**

В главе 3 были установлены ключевые параметры технологического процесса, определяющие формирование структуры и свойств низкоуглеродистой стали марганцевой и хромникельмолибденовой композиций легирования. Экспериментально подтверждено, что микролегирование ниобием для стали марки 09ХН2МДБ в сочетании с оптимальными температурами черновой стадии прокатки (1100-1050 °С) обеспечивает формирование мелкодисперсной бейнитной структуры и преимущественно гранулярной морфологии в сочетании с бейнитом речной морфологии после охлаждения до температур 500-550°С. Однако проведенные выше исследования ограничивались условиями однократной деформации со степенью обжатия 50 %, что не отражает реальный процесс непрерывной прокатки, включающий последовательность обжатий в черновых и чистовых клетях с переменными степенями деформации. При этом скорость деформации при моделировании на дилатометре ограничивается  $10 \text{ с}^{-1}$ , тогда как в реальных условиях скорость деформации в конце прокатки может достигать  $70\text{-}80 \text{ с}^{-1}$ .

Промышленный цикл горячей прокатки на непрерывных станах характеризуется дробной деформацией, при которой в каждом проходе происходят специфические структурно-фазовые изменения. Поэтому в данной главе рассмотрено влияние накопленной деформации для стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ на процессы структурообразования для определения параметров высокоскоростной термомеханической обработки, позволяющей сформировать в металле заданную структуру.

#### 4.1 Исследование влияния накопленной деформации на процессы структурообразования при имитации горячей пластической деформации с ускоренным охлаждением

Для исследования влияния температурно-деформационных параметров, а именно накопленной деформации на структуру и твердость стали марки 09ХН2МДБ при имитации горячей пластической деформации полного цикла производства проката, проведено имитационное моделирование как в работах [177, 178] по режимам, представленным в таблицах 4.1.1 и 4.1.2. Перед исследованиями все образцы приводили в одинаковое исходное состояние по режиму: нагрев до температуры 1200 °С со скоростью 5 °С/с, выдержка 10 мин, охлаждение со скоростью 5 °С/с.

Таблица 4.1.1 – Режимы имитационного моделирования черновой стадии прокатки

№ режима	$T_H$ , °С	Время выдержки, сек	Охлаждение со скоростью 50 °С/с до температуры начала горячей деформации, °С	Температура конца горячей деформации, °С	Схема деформации (по проходам), %	Скорость деформации на соответствующих проходах, с <sup>-1</sup>
1	1250	240	1100	1050	25-25-25 (суммарная деф. 56 %)	2-4-8
2						

Таблица 4.1.2 – Режимы имитационного моделирования чистовой стадии прокатки и охлаждения

№ режима	Температура начала деформации, °С	Температура конца деформации, °С	Схема деформации (по проходам), %	Скорость деформации на соответствующих проходах, с <sup>-1</sup>	Охл. со скоростью 20 °С/с до температуры, °С	Замедл. охл., °С/с
1	1000	A <sub>г3</sub> +240	21-10-11 (суммарная деф. 36,5 %)	20-40-70	550	0,07
2					500	

Температуру конца деформации на чистовой стадии выбирали выше точки A<sub>г3</sub> во избежание значительного наклепа аустенита.

На основе имитационного моделирования на dilatометре оптимальные температуры конца укоренного охлаждения для стали марки 09ХН2МДБ были

определены в интервале 500-550 °С (см. главу 3), однако схема деформации – постоянная степень деформации при температурах черновой стадии прокатки с суммарной общей деформацией 56 % и убывающая степень деформации при температурах чистовой стадии прокатки с суммарной общей деформацией 36,5 %, а также возрастающая скорость деформации могут оказать влияние на формирование конечной микроструктуры.

В связи с этим на пластометре «Gleeble-3800» было проведено исследование образцов, обработанных по режимам № 1 и № 2, таблицы 4.1.1 и 4.1.2.

После ускоренного охлаждения со скоростью 20 °С/с до температур 500-550 °С с последующим замедленным охлаждением со скоростью 0,07 °С/с в образцах формируется отпущенная бейнитная структура с твердостью, составляющей 231 HV<sub>10</sub> для образца № 1 и 287 HV<sub>10</sub> для образца № 2, рисунок 4.1.1.

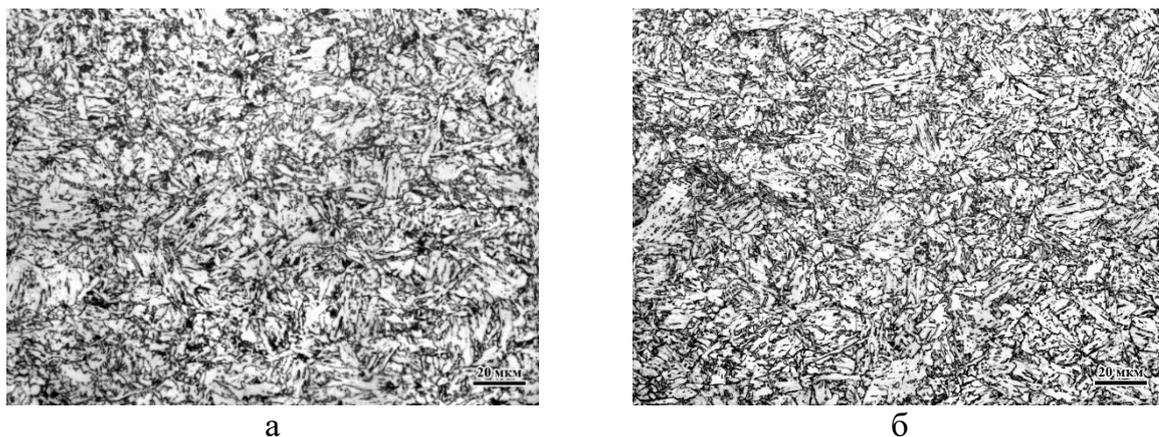


Рисунок 4.1.1 – Структура образцов стали марки 09ХН2МДБ, обработанных по режимам № 1 (а) и 2 (б)

Наблюдается существенное изменение в показателях твердости в зависимости от температуры конца ускоренного охлаждения (500 или 550 °С), таблица 4.1.3.

Таблица 4.1.3 – Влияние дробной деформации на твердость стали марки 09ХН2МДБ

№ режима	Твердость, HV <sub>10</sub>		
	Мин	Макс	Сред (из 5 изм.)
1	229	233	231
2	281	299	287

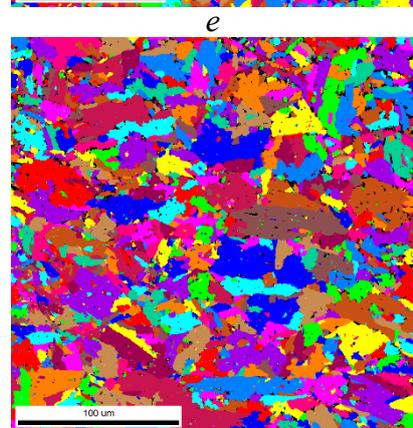
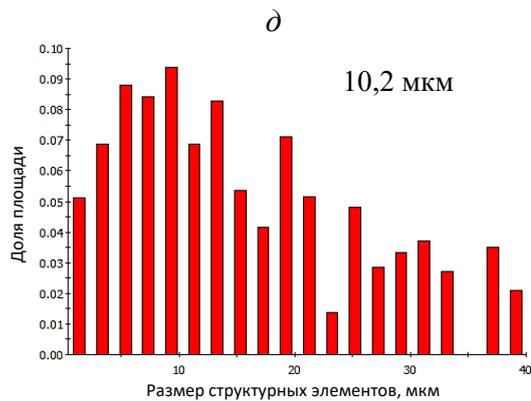
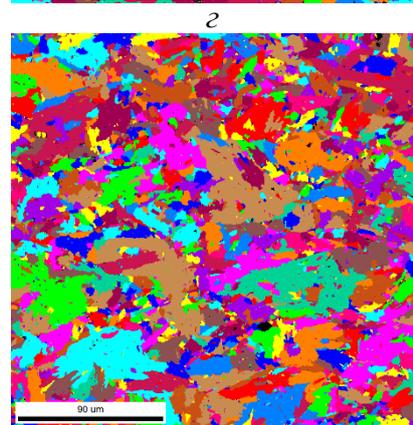
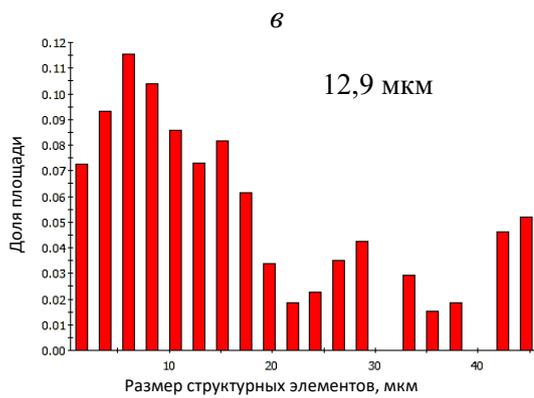
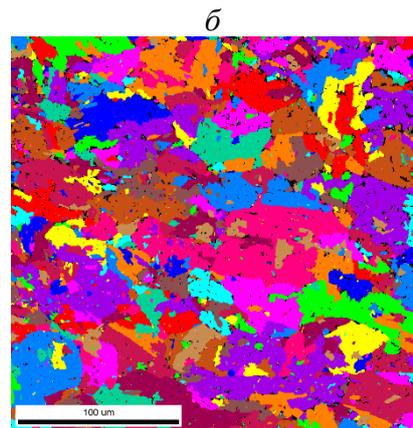
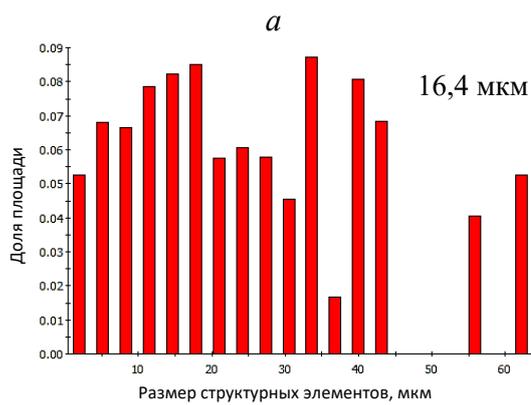
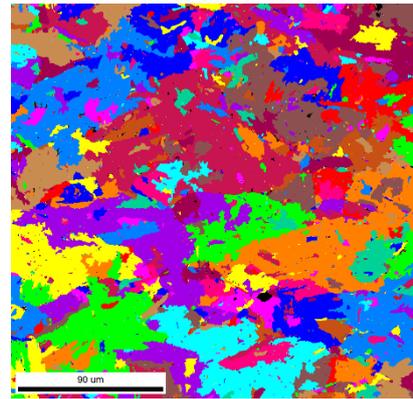
Для исследования влияния температуры конца ускоренного охлаждения на размер структурных элементов был проведен EBSD-анализ, позволяющий оценить размеры структурных элементов, при углах толерантности ( $\theta_t$ ) 5 и 15°, рисунок 4.1.2.

После режимов охлаждения, имитирующих смотку рулонов и их дальнейшее замедленное охлаждение на спокойном воздухе, размер структурных элементов с большеугловыми границами (при угле толерантности  $\theta_t = 15^\circ$ ) составляет 23,5 мкм (для образца, обработанного по режиму № 1 с  $T_{y0}=550^\circ\text{C}$ ) и 16,4 мкм (для образца, обработанного по режиму № 2 с  $T_{y0}=500^\circ\text{C}$ ), что свидетельствует о формировании пакетных структур. Также наблюдается небольшая разница в размерах структурных элементов при угле толерантности  $\theta_t = 5^\circ$ : 12,9 мкм для образца, обработанного по режиму № 1, и 10,2 мкм для образца, обработанного по режиму № 2.

Превышение размеров структурных элементов в 2 раза для образцов, обработанных на «Gleeble-3800», по сравнению с образцами, обработанными на dilatометре в главе 3, скорее всего, связано с развитием процессов статической рекристаллизации.

Таким образом, реализация схем деформации, приближенных к промышленным, приводит к укрупнению элементов структуры по сравнению с однократной деформацией для стали марки 09ХН2МДБ. При этом наблюдается существенная разница в твердости стали в зависимости от температуры конца ускоренного охлаждения.

В работе [179] сталь марки 07Г2НФБ была изучена на пластометре «Gleeble-3800», в которой определились оптимальные параметры термомодеформационной обработки, соответствующей прокатке на реверсивном стане «5000». Однако при высокоскоростной прокатке (на непрерывном стане) процессы структурообразования могут проходить по-другому, что необходимо исследовать. Для этого также проводилось исследование влияния температуры конца ускоренного охлаждения для стали марки 07Г2НФБ с помощью имитационного моделирования на пластометре «Gleeble-3800», таблицы 4.1.1 и 4.1.2. При этом параметры имитационного моделирования (температуры черной и чистой стадии прокатки, а также температура конца ускоренного охлаждения) были взяты за основу из работы [179].



ж

з

Рисунок 4.1.2 – Гистограммы распределения значений структурных элементов по размерам при  $\theta_t = 15^\circ$  (а, в) и  $5^\circ$  (д, ж) и соответствующие карты зерен (б, г, е, з) для образцов, обработанных по режимам № 1 (а, б, д, е) и № 2 (в, г, ж, з)

После ускоренного охлаждения со скоростью 20 °С/с до температур 500-550 °С с последующим замедленным охлаждением со скоростью 0,07 °С/с в образцах из стали марки 07Г2НФБ формируется отпущенная ферритно-бейнитная структура с твердостью, составляющей 186 HV<sub>10</sub> для образца № 1 и 184 HV<sub>10</sub> для образца № 2, рисунок 4.1.3.

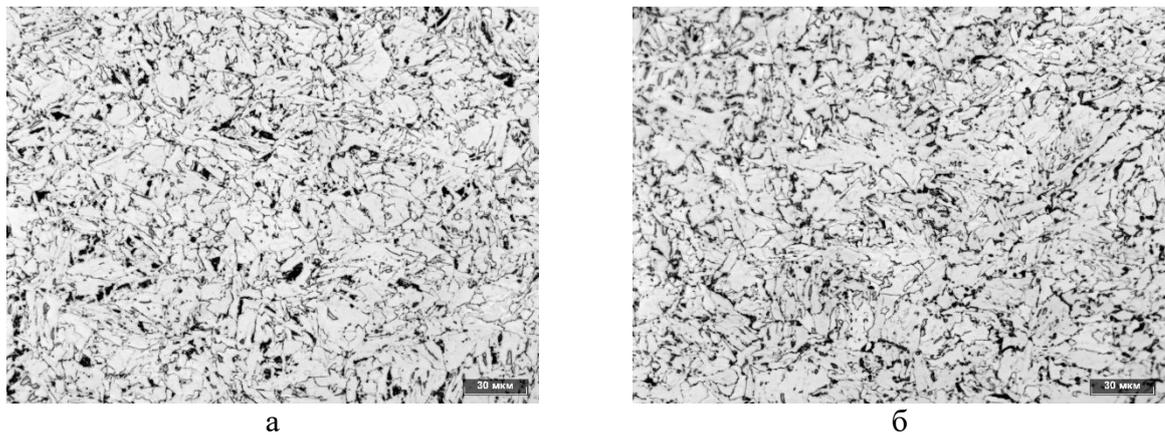


Рисунок 4.1.3 – Структура образцов стали марки 07Г2НФБ, обработанных по режимам № 1 (а) и 2 (б)

Следует отметить, что для стали марки 07Г2НФБ при изменении температуры конца ускоренного охлаждения (500 или 550 °С) существенного изменения в показателях твердости не наблюдается в отличие от стали марки 09ХН2МДБ, таблица 4.1.4.

Таблица 4.1.4 – Влияние дробной деформации на твердость стали марки 07Г2НФБ

№ режима	Твердость, HV <sub>10</sub>		
	Мин	Макс	Сред (из 5 изм.)
1	184	187	186
2	184	186	184

Такая разница между двумя марками стали по влиянию температуры конца ускоренного охлаждения зависит от уровня легирования и фазового состава. В стали марки 09ХН2МБД структура состоит из бейнита речного и гранулярного типа, в котором в зависимости от температуры конца ускоренного охлаждения формируется МА-фаза в большем или меньшем количестве [90]. В стали марки 07Г2НФБ формируется феррито-бейнитная структура с бейнитом преимущественно

гранулярной морфологии, и их соотношение не оказывает существенного влияния на твердость (прочность).

Следует отметить, что снижение температуры конца ускоренного охлаждения до 500 °С сильно повышает износ моталок на НШСГП, что экономически не эффективно, а значит наиболее целесообразно охлаждение до 550 °С.

#### **4.2 Влияние температурно-деформационных параметров на структуру и твердость стали**

Формирование структуры и комплекса механических свойств горячекатаного листового проката в значительной степени определяется температурно-деформационными схемами на черновой и чистовой стадиях прокатки. На указанных этапах задаются условия накопления и перераспределения дефектов кристаллической решетки, протекания динамических и последующих статических рекристаллизационных процессов, а также формируется размер аустенитного зерна, что в совокупности предопределяет уровень сопротивления деформации и достижимые эксплуатационные характеристики проката. В предыдущем разделе было рассмотрено влияние накопленной пластической деформации и температур конца ускоренного охлаждения на структуру и твердости стали марки 09ХН2МДБ, где показано, что реализация температурно-деформационных условий, приближенных к горячей прокатке на непрерывном стане, существенно изменяет размер структурных элементов. Также было определено, что структура и твердость стали марки 07Г2НФБ не сильно зависит от температур конца ускоренного охлаждения 500-550 °С.

В данном разделе рассмотрено влияние схем деформации на черновой и чистовой стадиях, а также влияние температуры конца деформации на чистовой стадии для стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ.

#### 4.2.1 Влияние температурно-деформационных схем на черновой и чистовой стадиях прокатки на структуру и твердость стали

Для высокопрочной стали с требуемым уровнем прочности более 460 МПа при толщине листового проката 5-15 мм особое значение приобретает рациональный выбор схем черновой и чистовой деформации с учетом температурно-скоростных условий и степени обжата на каждой операции.

В экспериментах для высокотемпературной (черновой) стадии прокатки рассматривались две реально достижимые схемы деформирования – постоянная и возрастающая, с суммарной степенью деформации 58 и 51 % соответственно, таблица 4.2.1. Для чистовой стадии прокатки схема деформации использовалась убывающая, с различной суммарной степенью деформации 36,5 и 50,7 %, таблица 4.2.2. Следует отметить, что схема распределения скорости деформации одинаковая в заданных режимах – возрастающая.

Таблица 4.2.1 – Режимы имитационного моделирования черновой стадии прокатки

№ режима	$T_H, ^\circ\text{C}$	Время выдержки, сек	Охлаждение со скоростью 50 $^\circ\text{C}/\text{c}$ до температуры начала горячей деформации, $^\circ\text{C}$	Температура конца горячей деформации, $^\circ\text{C}$	Схема деформации (по проходам), %	Скорость деформации на соответствующих проходах, $\text{c}^{-1}$
1	1250	240	1100	1050	25-25-25 (суммарная деф. 56 %)	2-4-8
3					10-22-30 (суммарная деф. 51 %)	

Таблица 4.2.2 – Режимы имитационного моделирования чистовой стадии прокатки и охлаждения

№ режима	Температура начала деформации, $^\circ\text{C}$	Температура конца деформации, $^\circ\text{C}$	Схема деформации (по проходам), %	Скорость деформации на соответствующих проходах, $\text{c}^{-1}$	Охл. со скоростью 20 $^\circ\text{C}/\text{c}$ до температуры, $^\circ\text{C}$	Замедл. охл., $^\circ\text{C}/\text{c}$
1	1000	$A_{r3}+240$	21-10-11 (суммарная деф. 36,5 %)	20-40-70	550	0,07
3	1000	$A_{r3}+240$	30-20-12 (суммарная деф. 50,7 %)		550	0,07

При изменении схемы деформации на черновой стадии прокатки (с постоянной на возрастающую, см. режим № 3 в таблице 4.2.1), а также небольшой корректировки схемы обжати́й на чистовой стадии (суммарная деформация 36,5 % для режима № 1 и 50,7 % для режима № 3 в таблице 4.2.2), фазовый состав стали марки 07Г2НФБ не изменяется – формируется ферритно-бейнитная структура, рисунок 4.2.1, а, б. Визуально наблюдается количественное изменение – формируется большее количество гранулярного бейнита и феррита для режима № 3 по сравнению с режимом № 1, что отражается в показателях твердости (для образца № 1 твердость составляет – 186 HV<sub>10</sub>, а у образца № 3 – 180 HV<sub>10</sub>), таблица 4.2.3. Также при изменении деформационных условий для стали марки 07Г2НФБ визуально наблюдается уменьшение дисперсности структуры, рисунок 4.2.1, а, б.

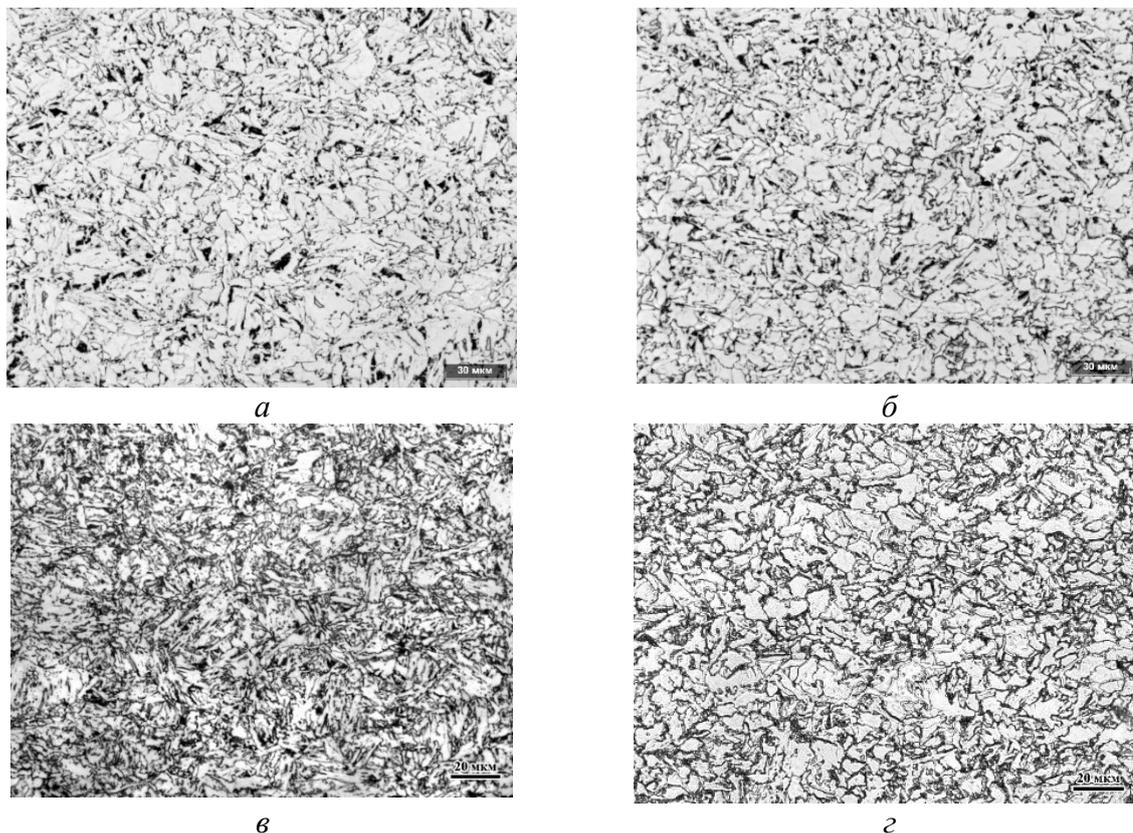


Рисунок 4.2.1 – Структура образцов стали марок 07Г2НФБ (а, б) и 09ХН2МДБ (в, г), обработанных по режимам №№ 1 (а, в) и 3 (б, г)

При изменении схемы деформации на черновой стадии прокатки, а также небольшой корректировки схемы обжати́й на чистовой стадии для стали марки 09ХН2МДБ наблюдается существенное изменение в структуре: образуется бейнит

преимущественно гранулярной морфологии, что способствует понижению твердости на 38 HV<sub>10</sub> до 193 HV<sub>10</sub>, таблица 4.2.3 и рисунок 4.2.1, в, г.

Изменение соотношения бейнита реечной и гранулярной морфологии, которое оказывает влияние на твердость, вероятнее всего, зависит от степени накопленной деформации при температурах ниже температуры рекристаллизации [180]. Изменение схемы деформации для стали марки 09ХН2МДБ на черновой стадии прокатки и увеличение суммарной деформации на чистовой стадии прокатки способствует формированию в образце № 3 структуры, образованной преимущественно гранулярным бейнитом, по сравнению с образцом № 1, что указывает на условия, благоприятные для протекания фазовых превращений во время ускоренного охлаждения в верхнем интервале бейнитного превращения, таблица 4.2.3.

Таким образом, для стали марки 07Г2НФБ при изменении схемы деформации на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, а также суммарной степени деформации на чистовой стадии прокатки, существенной разницы в показателях твердости не наблюдается, как и в фазовом составе. Количественно изменяется соотношение феррита, гранулярного и реечного бейнита.

Таблица 4.2.3 – Влияние деформационных условий на твердость для стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ

№ режима	Твердость, HV <sub>10</sub>		
	Мин	Макс	Сред (из 5 изм.)
<i>для стали марки 07Г2НФБ</i>			
1	184	187	186
3	180	181	180
<i>для стали марки 09ХН2МДБ</i>			
1	229	233	231
3	192	195	193

Для стали марки 09ХН2МБД изменение деформационных условий, наоборот, способствует существенному изменению в структуре: образуется бейнит преимущественно гранулярной морфологии, что подтверждается показателями твердости.

#### 4.2.2 Влияние температуры начала и конца деформации на чистовой стадии прокатки на структуру и твердость стали

При прокатке ниже температуры рекристаллизации ( $T_{nr}$ ) происходит накопление энергии деформации в аустените. Это приводит к формированию более мелкодисперсной структуры после  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, что увеличивает прочность стали [151].

Для выявления оптимального температурного диапазона, соответствующего термомодеформационной обработке в чистовых клетях стана непрерывной горячей прокатки, для исследуемых сталей проводилось имитационное моделирование по следующим режимам, таблицы 4.2.4 и 4.2.5.

Таблица 4.2.4 – Режимы имитационного моделирования черновой стадии прокатки

№ режима	$T_H, ^\circ\text{C}$	Время выдержки, сек	Охлаждение со скоростью 50 $^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры начала горячей деформации, $^\circ\text{C}$	Температура конца горячей деформации, $^\circ\text{C}$	Схема деформации (по проходам), %	Скорость деформации на соответствующих проходах, $\text{с}^{-1}$
3	1250	240	1100	1050	10-22-30 (суммарная деф. 51 %)	2-4-8
4						
5						
6						
7						
8						

Таблица 4.2.5 – Режимы имитационного моделирования чистовой стадии прокатки и охлаждения

№ режима	Температура начала деформации, $^\circ\text{C}$	Температура конца деформации, $^\circ\text{C}$	Схема деформации (по проходам), %	Скорость деформации на соответствующих проходах, $\text{с}^{-1}$	Охл. со скоростью 20 $^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры, $^\circ\text{C}$	Замедл. охл., $^\circ\text{C}/\text{с}$
3	1000	$A_{r3}+240$	30-20-12 (суммарная деф. 50,7 %)	20-40-70	550	0,07
4		$A_{r3}+190$				
5		$A_{r3}+140$				
6	950	$A_{r3}+240$				
7		$A_{r3}+190$				
8		$A_{r3}+140$				

Изменение температуры начала (1000 или 950 °С) и конца деформации на чистой стадии прокатки (при возрастающей схеме деформации на черновой стадии прокатки, таблица 4.2.5) для стали марки 07Г2НФБ не приводит к существенным изменениям фазового состава, что подтверждается показателями твердости, рисунок 4.2.2 и таблица 4.2.6.

Таблица 4.2.6 – Влияние температуры начала и конца деформации чистой стадии прокатки на твердость стали марки 07Г2НФБ

№ режима	Твердость, HV <sub>10</sub>		
	Мин	Макс	Сред (из 5 изм.)
3	180	181	180
4	185	187	186
5	183	188	186
6	179	183	181
7	180	184	183
8	176	181	178

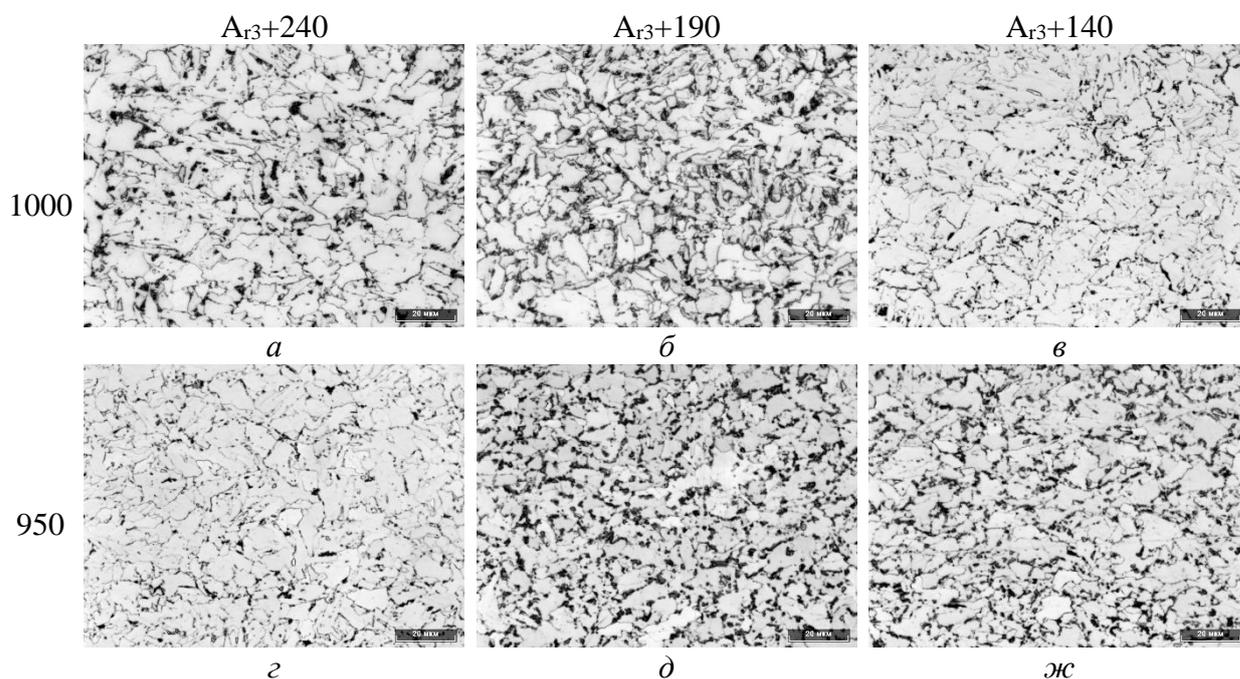


Рисунок 4.2.2 – Структура образцов из стали марки 07Г2НФБ, обработанных по режимам № 3 (а), № 4 (б), № 5 (в), № 6 (г), № 7 (д) и № 8 (ж)

Изменение температуры начала (1000 или 950 °С) и конца деформации на чистой стадии прокатки (при возрастающей схеме деформации на черновой стадии прокатки, таблица 4.2.5) для стали 09ХН2МДБ существенно не изменяет соотношение бейнита гранулярной и речной морфологии, а также показатели

твердости, рисунок 4.2.3 и таблица 4.2.7. Повышение твердости стали марки 09ХН2МДБ по сравнению со сталью марки 07Г2НФБ при исследованных режимах составляет 7-13 единиц по Виккерсу, что примерно соответствует повышению временного сопротивления на 20-40 МПа.

Таблица 4.2.7 – Влияние температуры начала и конца деформации чистой стадии прокатки на твердость для стали марки 09ХН2МДБ

№ режима	Твердость, HV <sub>10</sub>		
	Мин	Макс	Сред (из 5 изм.)
3	192	195	193
4	188	196	192
5	184	192	188
6	186	189	188
7	186	206	194
8	192	196	194

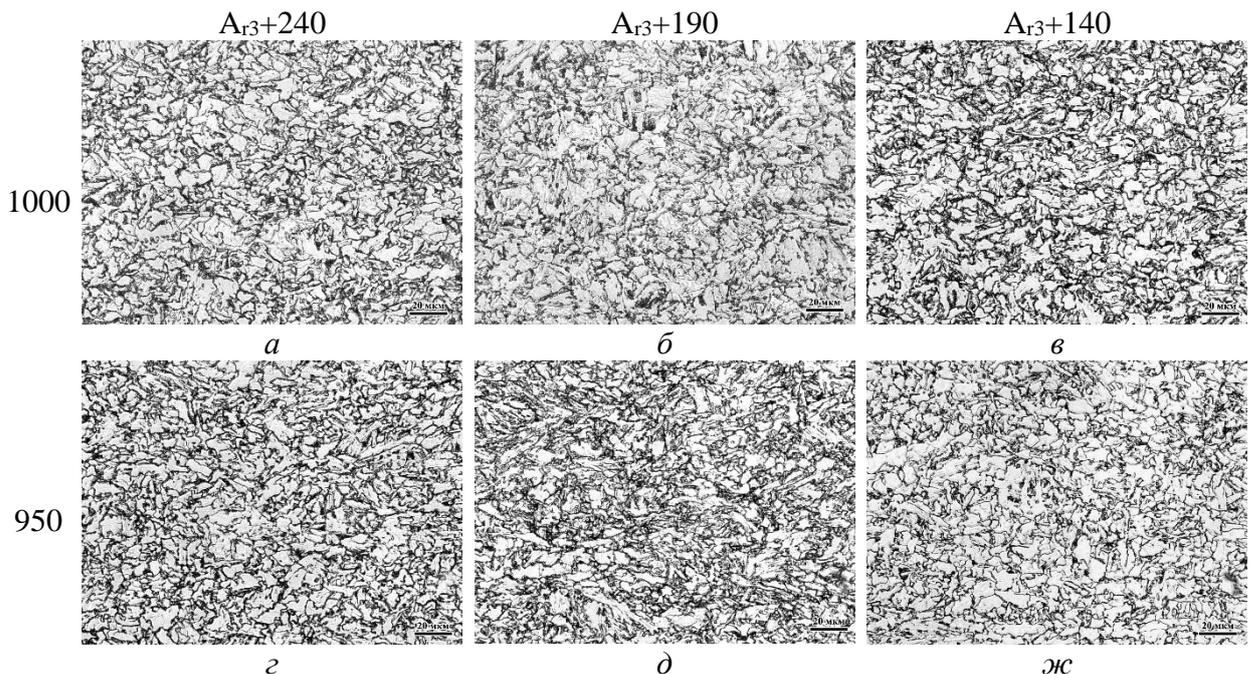


Рисунок 4.2.3 – Структура образцов из стали марки 09ХН2МДБ, обработанных по режимам № 3 (а), № 4 (б), № 5 (в), № 6 (г), № 7 (д) и № 8 (ж)

Однако при больших увеличениях можно наблюдать темные выделения по границам зерен, распределение которых зависит от температуры начала и конца деформации на чистой стадии прокатки, рисунок 4.2.4, что, вероятнее всего, связано с образованием мартенситно-аустенитных участков (МА-фазы).

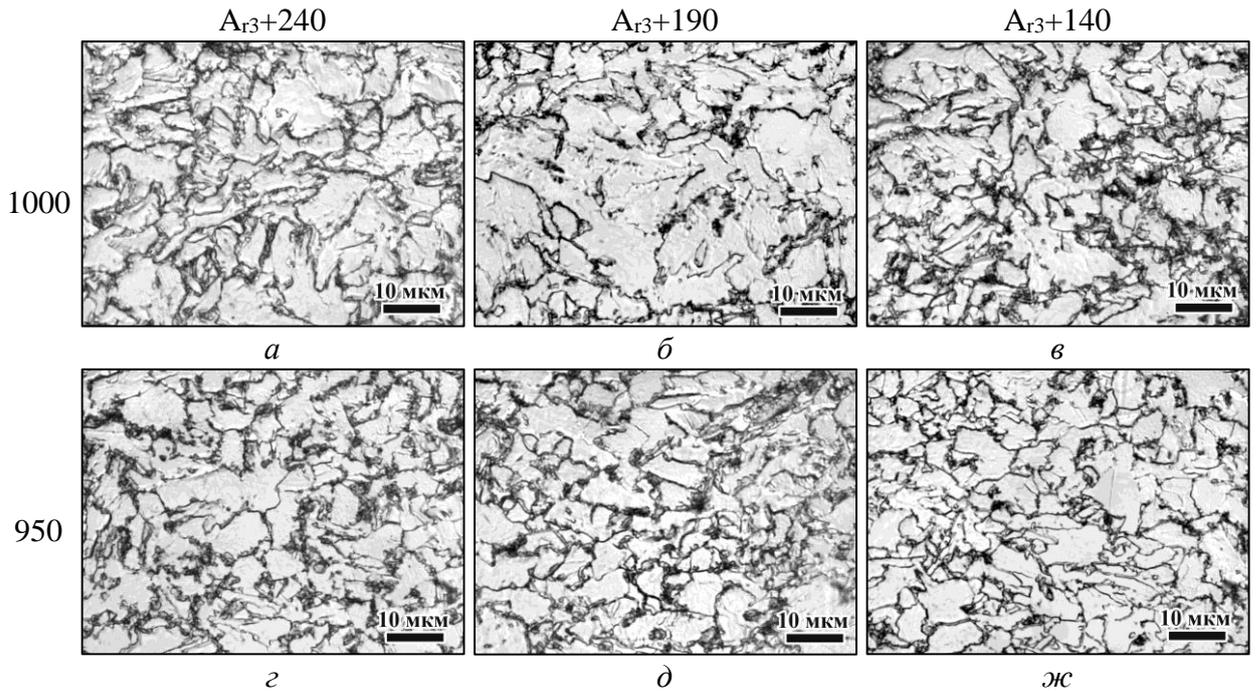


Рисунок 4.2.4 – Структура образцов из стали марки 09ХН2МДБ, обработанных по режимам № 3 (*a*), № 4 (*б*), № 5 (*в*), № 6 (*г*), № 7 (*д*) и № 8 (*ж*)

Таким образом, изменение температур начала и конца деформации на чистовой стадии прокатки не существенно изменяет фазовый состав как для стали марки 07Г2НФБ, так и для стали марки 09ХН2МДБ.

#### 4.3 Разработка режимов термомодеформационной обработки для изготовления листового проката разного уровня прочности (от 460 до 690 МПа) на основании имитационного моделирования

Режимы имитационного моделирования термомодеформационной обработки, направленные на получение листового проката уровня прочности от 460 до 690 МПа, представлены в таблице 4.3.1.

На пластометре «Gleeble-3800» невозможно осуществить скорости охлаждения  $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  в разработанных режимах в связи с последующим замедленным охлаждением со скоростью  $0,07\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  (поскольку обеспечение скорости  $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  требует применения водяного охлаждения, при котором рабочее пространство установки полностью заполняется водой, и реализация последующего режима замедленного охлаждения оказывается невозможным).

Таблица 4.3.1 – Режимы имитационного моделирования

№ режима	$T_n, ^\circ\text{C}$	Время выдержки, сек	Охлаждение со скоростью $50 ^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры начала горячей деформации, $^\circ\text{C}$	Температура конца горячей деформации, $^\circ\text{C}$	Схема деформации (по проходам), %	Скорость деформации на соответствующих проходах, $\text{с}^{-1}$
1	1250	240	1100	1050	25-25-25 (суммарная деф. 56 %)	2-4-8
2						
3						
4					10-22-30 (суммарная деф. 51 %)	
5						
6						
7						
8						

Продолжение табл. 4.3.1

№ режима	Температура начала деформации, $^\circ\text{C}$	Температура конца деформации, $^\circ\text{C}$	Схема деформации (по проходам), %	Скорость деформации на соответствующих проходах, $\text{с}^{-1}$	Охл. со скоростью $20 ^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры, $^\circ\text{C}$	Замедл. охл., $^\circ\text{C}/\text{с}$
1	1000	$A_{r3}+240$	21-10-11 (суммарная деф. 36,5 %)	20-40-70	550	0,07
2					500	
3	1000	$A_{r3}+240$	30-20-12 (суммарная деф. 50,7 %)		550	0,07
4		$A_{r3}+190$				
5		$A_{r3}+140$				
6	950	$A_{r3}+240$				
7		$A_{r3}+190$				
8		$A_{r3}+140$				

Результаты определения твердости, которые представлены в таблице 4.3.2, показывают, что для стали марки 07Г2НФБ изменение термомодеформационных условий (температуры конца прокатки, температуры ускоренного охлаждения и схемы деформации) не позволяет оказывать существенного влияния на показатели прочности в необходимом диапазоне в отличие от стали марки 09ХН2МБД.

Для стали марки 07Г2НФБ возможно получить уровень прочности не более 460 МПа при охлаждении со скоростью 20 °С/с. Постоянная схема деформации на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки с суммарными обжатиями 56 % и убывающая схема деформации на чистовой стадии с суммарными обжатиями 36,5 % с дальнейшим ускоренным охлаждением до температур 500-550 °С (режимы №№ 1 и 2 таблицы 4.3.1) позволяет получить сталь уровня прочности 460 МПа, таблица 4.3.2.

Таблица 4.3.2 – Влияние термдеформационных условий на твердость и соответствующую ей временное сопротивление

№ режима	Твердость, HV <sub>10</sub>			Временное сопротивление*, МПа	Уровень прочности
	Мин	Макс	Сред (из 5 изм.)		
<i>для стали марки 07Г2НФБ</i>					
1	184	187	186	595	460
2	184	186	184	595	
3	180	181	180	575	
4	185	187	186	595	
5	183	188	186	595	
6	179	183	181	575	
7	180	184	183	595	
8	176	181	178	560	
<i>для стали марки 09ХН2МДБ</i>					
1	229	233	231	745	620
2	281	299	287	925	690
3	192	195	193	625	500
4	188	196	192	610	
5	184	192	188	610	
6	186	189	188	610	
7	186	206	194	625	
8	192	196	194	625	
* Временное сопротивление определялось в соответствии со стандартом DIN 50150					

Изменение схемы деформации на высокотемпературной стадии прокатки с постоянной (с суммарной степенью деформации 56 %) на возрастающую (с суммарной степенью деформации 51 %) и суммарной степени деформации на низкотемпературной (чистовой) стадии прокатки с 36,5% на 50,7 % (режим № 3) не приводит к изменению уровня прочности, таблица 4.3.2. Однако, как будет показано далее, при увеличении скорости охлаждения до 30 °С/с (при скоростях охлаждения, характерных для листового проката толщиной 5 мм в промышленных

условиях в УКО) появляется возможность получить сталь уровня прочности 550, 620 и 690.

Изменение термомодеформационных условий (температуры конца прокатки, температуры ускоренного охлаждения и схемы деформации) для стали марки 09ХН2МДБ после охлаждения со скоростью 20 °С/с позволяет достигать уровень прочности в необходимом диапазоне (от 500 до 690 МПа), используя один унифицированный химический состав, с перспективой на увеличение уровня прочности (при достижении скорости охлаждения до 30 °С/с), таблица 4.3.2.

Постоянная схема деформации на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки с суммарными обжатиями 56 % и убывающая схема деформации на чистовой стадии с суммарными обжатиями 36,5 % с дальнейшим ускоренным охлаждением до температур 550 и 500 °С (режимы №№ 1 и 2 таблицы 4.3.1) позволяет получить сталь уровня прочности 620 и 690 МПа соответственно, таблица 4.3.2.

Изменение схемы деформации на высокотемпературной стадии прокатки с постоянной (с суммарной степенью деформации 56 %) на возрастающую (с суммарной степенью деформации 51 %) и суммарной степени деформации на низкотемпературной (чистовой) стадии прокатки с 36,5% на 50,7 % (режимы №№ 3-8) приводит к понижению уровня прочности до 500 МПа вне зависимости от температуры начала и конца деформации, таблица 4.3.2.

Изменение термомодеформационных схем на черновой (при постоянной температуре или возрастающая) и чистовой (более высокая или низкая температура конца деформации и изменение деформационной схемы) стадиях прокатки (сравнение режимов №№ 1 и 8, таблица 4.3.1) приводит к следующим изменениям структуры хромникельмолибденовой стали (09ХН2МДБ), таблица 4.3.3 и рисунки 4.3.1 и 4.3.2.

Структура образца стали марки 09ХН2МДБ, обработанного по режиму № 1, образована преимущественно реечным бейнитом (65-75 %), рисунок 4.3.1, а, д и таблица 4.3.3, тогда как в структуре образца, обработанного по режиму № 8, основной составляющей является гранулярный бейнит (65-75 %), рисунок 4.3.2, б, е. В структуре образца № 8 содержится также  $\leq 10\%$  квазиполигонального феррита,

рисунком 4.3.2, в, ж, что, вероятнее всего, обусловлено наклепом вследствие низкой температуры конца деформации.

Таблица 4.3.3 – Сводные данные морфологических параметров структуры образцов, обработанных по режимам №№ 1 и 8

Характеристика компоненты	Компоненты структуры				
	РБ	ГБ	МА-фаза	Ост. ауст.	КПФ
<b>Режим № 1: 1100→1050°C-(25-25-25)%-1000→A<sub>r3</sub>+240°C (21-10-11)%</b>					
Объёмная доля, %	65-75	10-20	5-15		–
Размер реек (фрагментов), мкм	1,00	1,1	0,9x1,5	2,3x3,8	–
Плотность дислокаций, ×10 <sup>14</sup> м <sup>-2</sup>	1,34	1,46	–	–	–
<b>Режим № 8: 1100→1050°C-(10-22-30)%-950→A<sub>r3</sub>+140°C (30-20-12)%</b>					
Объёмная доля, %	5-15	65-75	≤5	≤5	≤10
Размер реек (фрагментов), мкм	1,8	1,7	0,9x1,8	0,7x1,2	≤5,0
Плотность дислокаций, ×10 <sup>14</sup> м <sup>-2</sup>	–	0,98	–	–	0,46

В структуре обоих образцов встречаются острова МА-фазы примерно одинаковых размеров, но содержание этих островов в образце № 1 ~10%, тогда как в образце № 8 оно не превышает 5%, таблица 4.3.3 и рисунки 4.3.1, а, б, в и 4.3.2 а, б, в.

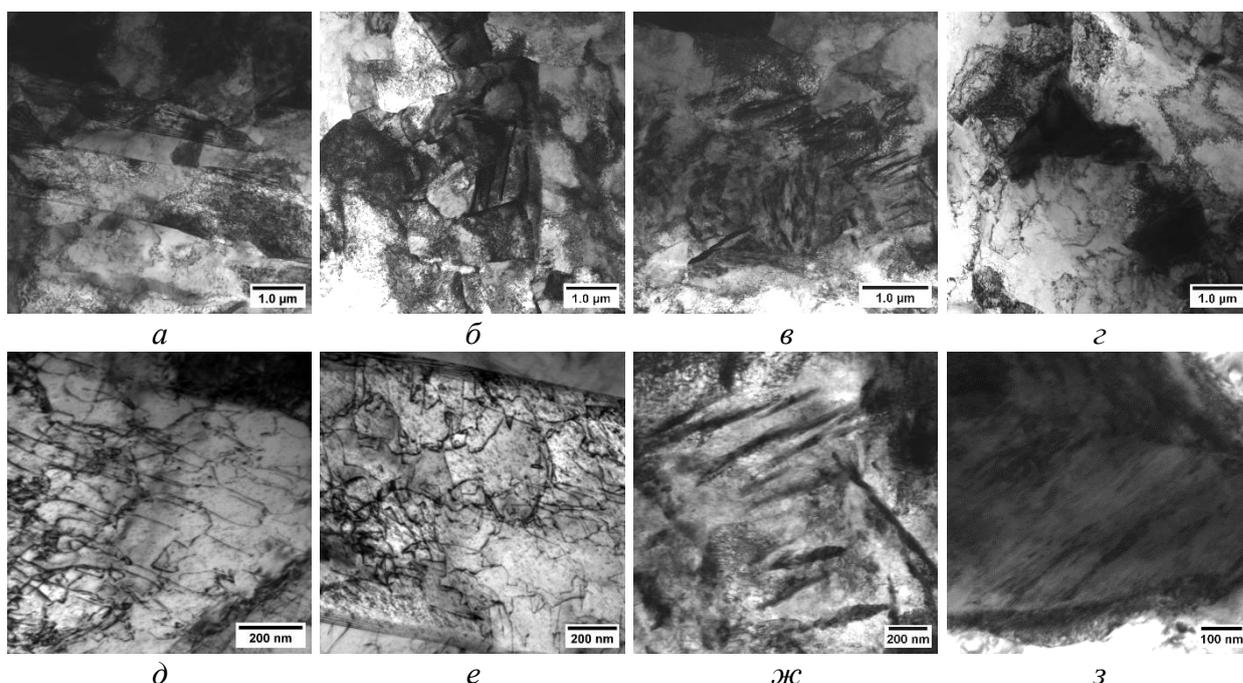


Рисунок 4.3.1 – Структура образца из стали марки 09ХН2МДБ, обработанного по режиму № 1: реечный бейнит – а, д; гранулярный бейнит – б, е; остаточный аустенит – в, ж; мартенситная-аустенитная составляющая (МА-фаза) – г, з

Особенностью структуры, сформированной при деформировании образцов по модельным схемам №№ 1 и 8, является образование областей, содержащих пластины остаточного аустенита. Пластины аустенита расположены по следам двойников, образовавшихся при деформации образцов в  $\gamma$ -области, и ориентированы поперёк продольного направления фрагментов  $\alpha$ -фазы, в которых они расположены, рисунок 4.3.1, *в, ж*.

Карбидные выделения на границах бывшего аустенитного зерна не обнаружены, но в теле кристаллитов на незначительном удалении от границ обнаружены карбиды ниобия, образовавшиеся, вероятно, на стадии черновой прокатки в образце № 8, рисунок 4.3.3.

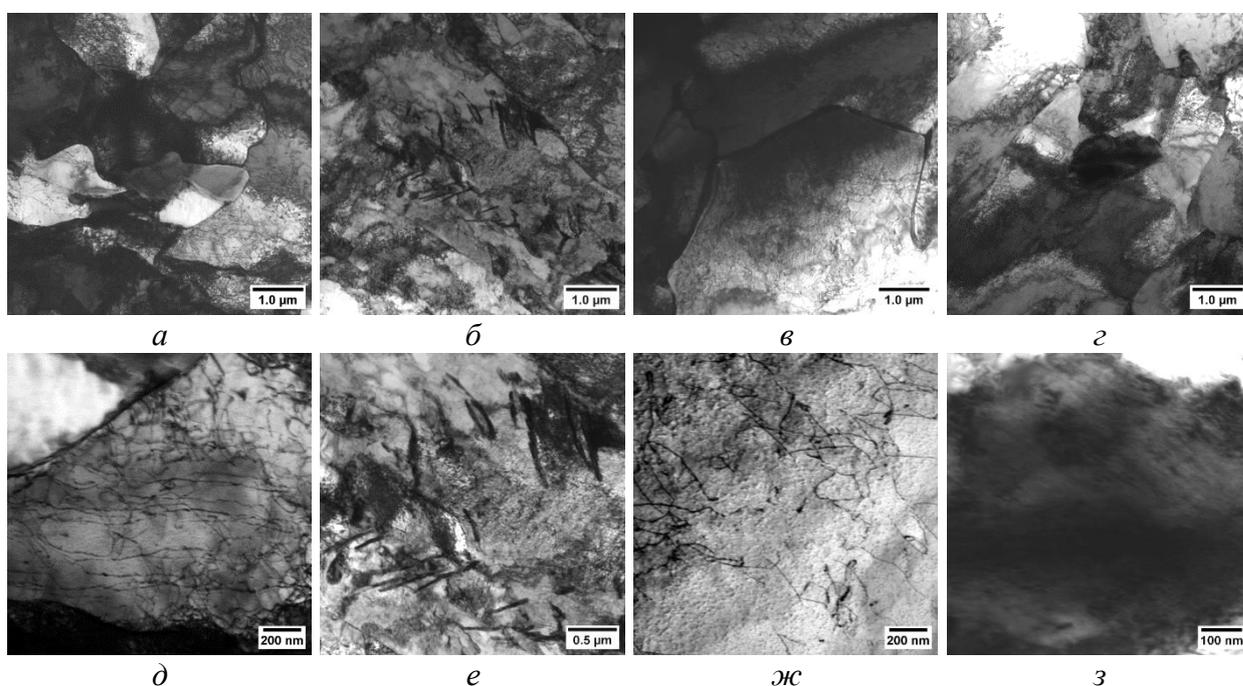


Рисунок 4.3.2 – Микроструктура образца, обработанного по режиму № 8: гранулярный бейнит – *а, д*; речный бейнит с остаточным аустенитом по следам двойников на границах рек – *б, е*; полигональный феррит – *в, ж*; МА-фаза – *г, з*

Указанные структурные особенности согласуются с данными по твердости: 231 HV<sub>10</sub> для образца № 1 и 194 HV<sub>10</sub> для образца № 8, таблица 4.3.2.

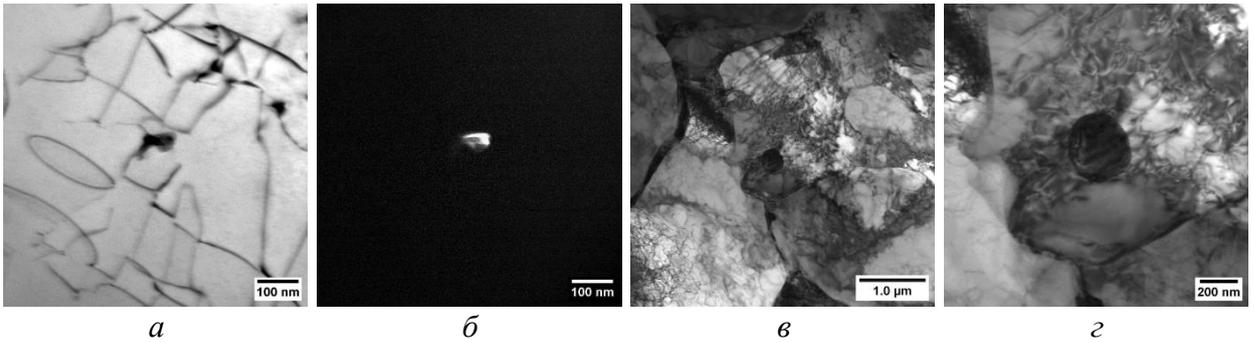


Рисунок 4.3.3 – Карбидные выделения в образце, обработанного по режиму № 8: карбид ниобия – *а, б*; цементит – *в, з*

Таким образом, установлено, что варьируя схемы деформации (при постоянной или возрастающей схеме обжатий) на черновой стадии прокатки, а также температуры начала и конца и схему деформации на чистовой стадии прокатки можно изменять твердость в широком диапазоне значений (от 230 до 188 HV<sub>10</sub>) и получать сталь 09ХН2МДБ уровня прочности от 500 до 690 МПа.

#### Выводы к Главе 4

1. Изменение термометформационных условий (температуры конца прокатки, температуры ускоренного охлаждения и схемы деформации) для стали марки 07Г2НФБ не позволяет оказывать существенного влияния на показатели твердости и, соответственно, прочность во всем необходимом диапазоне. Для стали марки 07Г2НФБ при реализации температурно-деформационных схем, характерных для горячей прокатки на непрерывном широкополосном стане, может быть получен уровень прочности 460 МПа после охлаждения со скоростью 20 °С/с. При увеличении скорости охлаждения до 30 °С/с (при скоростях охлаждения, характерных для листового проката толщиной 5 мм в промышленных условиях в УКО) появляется возможность получить сталь более высокого уровня прочности (550, 620 и 690 МПа) за счет формирования преимущественно бейнитной структуры в различных соотношениях бейнита реечной и гранулярной морфологии.

2. Для стали марки 09ХН2МДБ схема деформации с постоянными обжатиями на черновой стадии прокатки (с суммарным обжатием 56 %) и с дальнейшим уменьшением обжатий на чистовой стадии прокатки (с суммарным обжатием 36,5 %) способствует формированию бейнитной структуры

преимущественно речной морфологии с размерами структурного элемента 12,9 мкм (при  $\theta_t = 5^\circ$ ) и небольшой доли бейнита гранулярной морфологии, которая характеризуется твердостью  $\sim 230 \text{ HV}_{10}$  (при температуре конца ускоренного охлаждения  $550^\circ\text{C}$ ), что соответствует уровню прочности 620 МПа.

3. Снижение температуры конца ускоренного охлаждения для стали марки 09ХН2МДБ на  $50^\circ\text{C}$  (до  $500^\circ\text{C}$ ) при реализации схемы деформации с постоянными обжатиями на черновой стадии прокатки и убывающей на чистовой способствует формированию большего количества речного бейнита (до 65 %) и повышению твердости стали до  $278 \text{ HV}_{10}$ , что соответствует уровню прочности 690 МПа.

4. Увеличение степени наклепа при возрастающей схеме обжатий на черновой стадии, снижение температуры конца деформации до  $A_{r3}+140^\circ\text{C}$  и увеличение суммарной деформации до 50% на чистовой стадии прокатки при температуре конца охлаждения  $550^\circ\text{C}$  для стали марки 09ХН2МДБ приводит к увеличению доли гранулярного бейнита до 75% и снижению твердости до  $188 \text{ HV}_{10}$ , что соответствует уровню прочности 500 МПа.

5. Показано, что при варьировании схемы деформации (при постоянной или возрастающей схеме обжатий) на черновой стадии прокатки, а также температур начала и конца деформации на чистовой стадии можно изменять фазовый состав стали и её твердость в широком диапазоне значений (от 230 до  $188 \text{ HV}_{10}$ ) и получать сталь марки 09ХН2МДБ уровня прочности от 500 до 690 МПа.

Предложенные подходы реализованы в опытных (лабораторных) условиях, что продемонстрировано в Главе 5.

## **ГЛАВА 5 РАЗРАБОТКА ОПЫТНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ТОЛЩИНОЙ ОТ 5 ДО 15 ММ ИЗ ХЛАДОСТОЙКОЙ СТАЛИ УРОВНЯ ПРОЧНОСТИ БОЛЕЕ 460 МПа**

На основании выполненных в 3 и 4 главе исследований по формированию процессов структурообразования при имитационном моделировании высокоскоростной термомодеформационной обработки прерывного и полного цикла на дилатометре и пластометре «Gleeble-3800» были разработаны технологические режимы для имитационного моделирования на лабораторных станах «Дуо-600» и «Кварто-800» и опробования изготовления листового проката уровней прочности 460, 500, 550, 620 и 690 МПа.

Исследование качества опытной партии листового проката толщиной 5-15 мм из стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ производилось по результатам механических испытаний в объеме разработанных в настоящей работе требований и исследований структуры листов методом оптической металлографии, ПЭМ и EBSD-анализа. Оценка хладостойкости производилась по результатам испытаний на ударный изгиб и ударный изгиб после механического старения в продольном и поперечном направлении при низких температурах испытаний (в диапазоне 0÷минус 60 °С).

### **5.1 Изготовление листового проката толщиной от 5 до 15 мм на лабораторных станах**

Моделирование технологии ТМО листового проката для НШСГП на стане, предназначенном для реверсивной прокатки, является непростой задачей. Однако решить эту задачу попробовали авторы работы [64]. Для разработки оптимальных технологических режимов, предназначенных для НШСГП «2000» ПАО «ММК», авторы использовали гидравлический пресс (моделирование черновой стадии) и одноклетьевого реверсивный стан горячей прокатки «Дуо-500» (моделирование чистовой стадии).

Для разработки опытной технологии на лабораторных станах «Дуо-600» и «Кварто-800» и дальнейшей ее адаптации для стана «2500» ПАО «ММК» за основу имитационного моделирования была выбрана концепция из работы [65] с некоторыми корректировками.

В схему одноклетьевого реверсивного стана «Кварто-800» входит установка контролируемого охлаждения (УКО), а в схему стана «Дуо-600» – закалочный бак, что позволяет моделировать условия охлаждения. Отличительными особенностями станов «Дуо-600» и «Кварто-800» от НШСГП «2500» являются количество клеток (у лабораторных станов 1 клетка, а у НШСГП «2500» – 9), низкие скорости деформации и охлаждение листового проката без смотки его в рулон. Однако у стана «2500» в черновой линии размещены две реверсивные клетки, работу которых можно смоделировать на лабораторных станах. Замедленное охлаждение металла в рулоне (после прокатки на стане «2500») реализуется за счет укрытия листового проката после прокатки на станах термоизоляционным одеялом. Высокие скорости прокатки невозможно реализовать на реверсивном стане, однако по результатам исследований, приведенных в главах 3 и 4, известно, как это отразится на структурно-фазовых превращениях.

Для разработки опытной технологии была выбрана схема деформации с возрастающей схемой обжатий на черновой стадии прокатки (которая может быть реализована в промышленных условиях) и убывающей на чистовой (которая реализована на стане «Дуо-600»). Режимы термомодеформационной обработки, имитирующие горячую прокатку на непрерывном стане, представлены в таблице 5.1.1.

Для получения листового проката толщиной 5, 7 и 15 мм из стали марки 07Г2НФБ на стане «Дуо-600» в качестве исходных заготовок были использованы подкаты разной плавки (№№ 1 и 2) толщиной 25, 40 и 50 мм соответственно. Заготовки нагревались в печи до температуры 1100 °С (температуру нагрева выбирали с учетом расположения нагревательной печи возле стана и условий начала чистовой стадии прокатки) в течение 50-80 мин. Для измельчения аустенитного зерна при дробной прокатке на стане задавали деформацию не менее 9 % за проход и минимальные междеформационные паузы. Температуру конца прокатки

назначали с учетом экспериментов, проведенных в 3 и 4 главах, а также работ [181,182].

Термодеформационную обработку листового проката толщиной 5 мм из стали марки 07Г2НФБ плавки № 2, см. таблицу 2.1.1, проводили по 4 режимам, в которых варьировалась температура конца прокатки ( $T_{кп}$ ) как это показано в работах [183-185]. Листовой прокат №№ 1-4 после прокатки охлаждали в баке с водой от  $T_{кп}$  до 550°C в течение 5 сек для имитации охлаждения в УКО ламинарного типа, расположенной после группы чистовых клетей. Далее их охлаждали под термоизоляционным одеялом в штабеле для имитации медленного остывания рулона.

Таблица 5.1.1 – Режимы термодеформационной обработки для стали марки 07Г2НФБ

№ режима/ № плавки	$T_H$ , °C	$\tau_H$ , мин	Чистовая стадия			Охл. в УКО, °C/с	$T_{КО}$ , °C
			$T_{НП}$ , °C	$T_{кп}$ , °C	$\varepsilon$ , %		
<i>изготовление листового проката толщиной 5 мм (толщина заготовки 25 мм)</i>							
1/2	1100	50	1000	$A_{Г3} + 80$	12,5-35,0	30	550
2/2			1020	$A_{Г3} + 140$			
3/2			1030	$A_{Г3} + 190$			
4/2			1050	$A_{Г3} + 200$			
<i>изготовление листового проката толщиной 7 мм (толщина заготовки 40 мм)</i>							
5/1	1100	65	1000	$A_{Г3} + 190$	15,0-30,0	25	500
<i>изготовление листового проката толщиной 15 мм (толщина заготовки 50 мм)</i>							
6/2	1100	80	1050	$A_{Г3} + 270$	9,0-25,0	20	550
7/2			1070	$A_{Г3} + 310$			
Примечание:							
1) Скорость деформации – максимальная;							
2) После УКО листы накрывались термоизоляционным одеялом (для моделирования замедленного охлаждения).							

Термодеформационную обработку листового проката толщиной 7 мм из стали марки 07Г2НФБ плавки № 1 проводили по одному режиму, в котором по сравнению с режимами №№ 1-4 была изменена температура конца ускоренного охлаждения для формирования большего количества речного бейнита. Листовой прокат № 5 после прокатки охлаждали ускоренно в баке с водой от  $T_{кп}$  до 500°C в течение 8 сек, имитируя охлаждение в УКО, далее лист охлаждался под термоизоляционным одеялом в штабеле.

Термодеформационную обработку листового проката толщиной 15 мм из стали марки 07Г2НФБ плавки № 2 проводили по 2 режимам, в которых также варьировалась температура конца прокатки. Листовой прокат №№ 5 и 6 после прокатки охлаждали ускоренно в баке с водой от  $T_{кп}$  до  $500^{\circ}\text{C}$  в течение 10 сек, имитируя охлаждение в УКО, далее листы охлаждались под термоизоляционным одеялом в штабеле. Для листового проката толщиной 15 мм температуру конца прокатки устанавливали выше, чем для проката толщиной 5 мм, с тем чтобы обеспечить формирование более крупного аустенитного зерна, необходимого для последующего образования речного бейнита и достижения необходимой прочности.

Для стали марки 09ХН2МДБ имитационная прокатка проводилась на стане «Кварто-800» по следующим режимам (с возрастающей схемой обжатий на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки и убывающей на чистовой), таблица 5.1.2.

Таблица 5.1.2 – Режимы прокатки и последующего охлаждения листового проката толщиной 5, 9 и 15 мм из стали марки 09ХН2МДБ

№ режима/ № плавки	$T_H, ^{\circ}\text{C}$	$\tau_H, \text{мин}$	Черновая стадия			Чистовая стадия			Охл. в УКО, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$	$T_{КО}, ^{\circ}\text{C}$
			$T_{НП}, ^{\circ}\text{C}$	$T_{кп}, ^{\circ}\text{C}$	$\varepsilon, \%$	$T_{НП}, ^{\circ}\text{C}$	$T_{кп}, ^{\circ}\text{C}$	$\varepsilon, \%$		
<i>изготовление листового проката толщиной 5 мм (толщина заготовки 40 мм)</i>										
1/4	1200	120	1100	1050	10-30	950	$A_{r3} + 190$	28-40	30	550
2/4									25	
3/4									20	
4/4									15	
<i>изготовление листового проката толщиной 7 мм (толщина заготовки 50 мм)</i>										
5/3	1200	135	1100	1050	18-26	950	$A_{r3} + 190$	22-40	25	500
<i>изготовление листового проката толщиной 9 мм (толщина заготовки 60 мм)</i>										
6/4	1200	150	1100	1050	8-20	950	$A_{r3} - 10$	10-33	25	480
<i>изготовление листового проката толщиной 15 мм (толщина заготовки 100 мм)</i>										
7/4	1200	180	1100	1050	10-28	950	$A_{r3} + 190$	25-40	20	550
8/4									15	
Примечание:										
1) Скорость деформации – максимальная;										
2) После УКО листы накрывали термоизоляционным одеялом (для моделирования замедленного охлаждения в рулоне).										

Для получения листового проката толщиной 5, 7, 9 и 15 мм в качестве исходных заготовок были использованы подкаты толщиной 40, 50, 60 и 100 мм соответственно, изготовленные в промышленных условиях по технологии ТМО. Заготовки нагревались в печи до температуры 1200 °С (с учетом экспериментов, проведенных ранее) в течение 120-180 мин. Для измельчения аустенитного зерна при дробной прокатке на непрерывном стане задавали деформацию не менее 8 % за проход и минимальные междеформационные паузы.

Термодеформационную обработку листового проката толщиной 5 и 15 мм из стали марки 09ХН2МДБ плавки № 4 проводили по 6 режимам (№№ 1-4 и 7-8) с учетом имитационного моделирования на дилатометре и пластометре «Gleeble-3800», в которых варьировалась общая степень обжатия на черновой и чистовой стадиях прокатки (для листового проката толщиной 5 и 15 мм), рисунок 5.1.1, и скорость охлаждения.

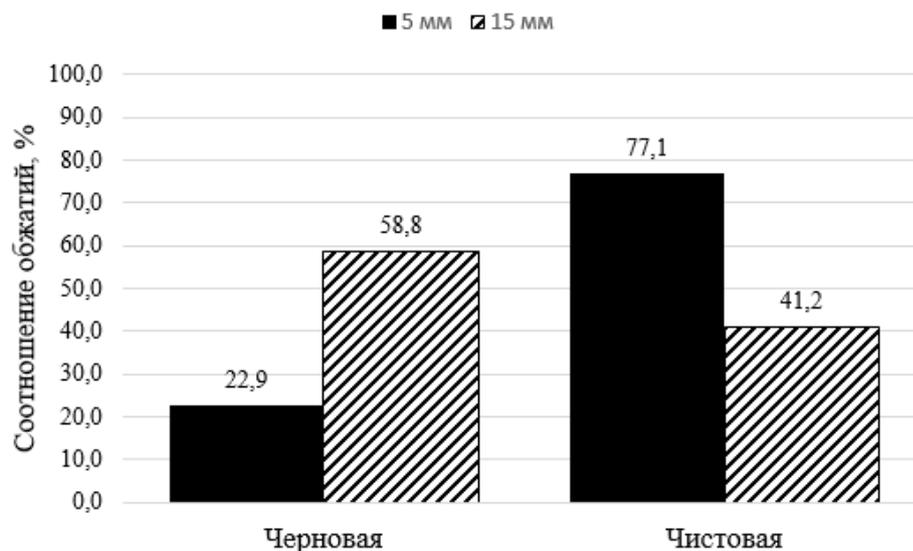


Рисунок 5.1.1 – Диаграмма соотношений обжатий на черновой и чистовой стадиях прокатки для листового проката толщиной 5 и 15 мм

Для сокращения числа экспериментов варьирование скорости охлаждения осуществляли на одном листовом прокате (как для листового проката толщиной 5 мм, так и для 15 мм) с помощью задания разного расхода воды в установке контролируемого охлаждения, рисунок 5.1.2.

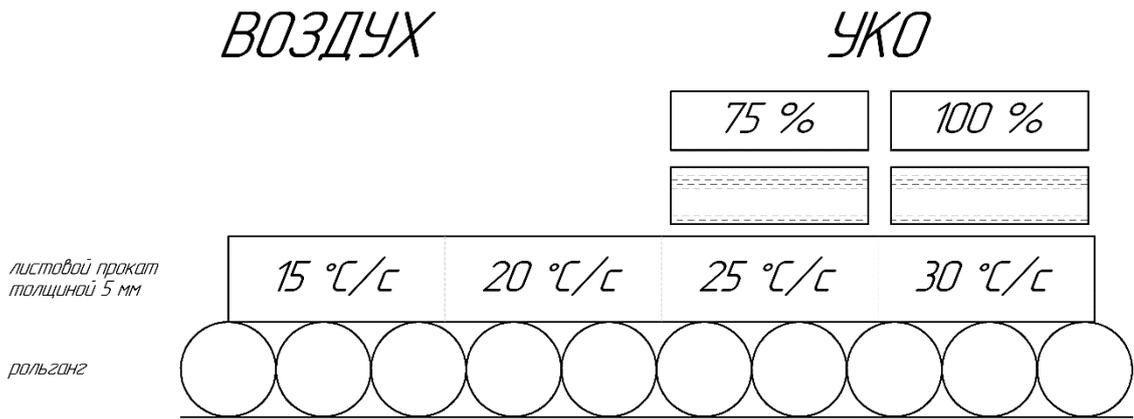


Рисунок 5.1.2 – Схема охлаждения листового проката толщиной 5 мм в УКО

Термодеформационную обработку листового проката толщиной 7 мм из стали марки 09ХН2МДБ плавки № 3 проводили по одному режиму, в котором по сравнению с режимами №№ 1-4 была изменена температура конца ускоренного охлаждения для формирования большего количества реечного бейнита.

В работах [33] показано, что окончание деформации при горячей прокатки ниже критической точки  $A_{r3}$  способствует увеличению значений работы удара и прочностных свойств толстолистового проката за счет формирования субзеренной структуры. Поэтому было проведено исследование влияния снижения температуры конца прокатки до межкритического интервала ( $A_{r3} - 10$ ) для листового проката толщиной 9 мм (режим № 5, таблица 5.1.2) на вязко-пластические и прочностные свойства стали 09ХН2МДБ плавки № 3.

Листы после термодеформационной обработки охлаждали в установке ускоренного охлаждения со скоростью от 15 до 30 °C/с от  $T_{кп}$  до 550 °C (для №№ 1-4 и 7-8) и 500 °C (для № 5), а затем - под термоизоляционным одеялом в штабеле для имитации медленного остывания рулона.

## 5.2 Определение статочных свойств и характеристик работоспособности листового проката

Результаты определения механических свойств после термодеформационной обработки по предложенным режимам представлены в таблице 5.2.1.

Таблица 5.2.1 – Механические свойства листового проката толщиной 5-15 мм

№ режима (листа)	Толщина, мм	Уровень прочности, МПа	Механические свойства							
			$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\delta_p$ , %	KV, Дж, поперечные		Изгиб на 120°	Излом, %
							-40	-60		
<i>листовой прокат из стали марки 07Г2НФБ</i>										
1	5	620	667	838	21,8	–	93, 96 82	95, 95 82	–	–
2		620	635	838	22,3	–	84, 85 82	82, 75 96	–	–
3		620	666	761	20,7	–	106, 111 109	105, 108 108	–	–
4		690	765	912	19,6	–	110, 120 107	102, 112 91	–	–
5	7	460	500	570	27,0	–	80, 87, 90	65, 84, 87		
6	15	420	441	572	29	–	56, 182 27	17, 146 11	–	–
7		355	375	514	30,9	–	7, 157 159	8, 9 8	–	–
<i>листовой прокат из стали марки 09ХН2МДБ</i>										
1	5	890	900	1164	10,2	2,5	65, 69 59	69, 63 64	Уд.	–
2		690	691	811	16,5		–			
3		620	665	731	20,5		–			
4		500	521	698	20,9	12,1	71, 73 75	69, 68 76	Уд.	–
5	7	620	660	750	16,0	–	59, 54, 56	52, 45, 51	–	–
6	9	460	489	713	28,0	13,2	85	43, 32	–	–
7	15	550	583	714	15,9	6,1	21, 26 39	–	Уд.	78
8		460	460	643	22,3	9,5	19, 20 18	–	Уд.	79
Минимальные требования		для проката толщиной от 5,0 до 7,5 мм								
		500	≥ 500	610- 770	≥ 11	–	≥ 22	–	Уд.	–
		620	≥ 620	720- 890	≥ 9	–	≥ 28	–	Уд.	–
		690	≥ 690	770- 940	≥ 9	–	≥ 31	–	Уд.	–

Продолжение табл. 5.2.1

Минимальные требования	для проката толщиной от 8,0 до 9,5 мм								
	460	≥ 460	570-720	≥ 11	–	≥ 24	–	Уд.	–
	500	≥ 500	610-770	≥ 10	–	≥ 28	–	Уд.	–
	для проката толщиной свыше 10,0 мм								
	460	≥ 460	570-720	≥ 12	–	≥ 80	–	Уд.	90
	500	≥ 500	610-770	≥ 11	–	≥ 80	–	Уд.	90
550	≥ 550	640-820	≥ 11	–	≥ 80	–	Уд.	90	

Предложенные режимы изготовления листового проката толщиной 5 мм из стали марки 07Г2НФБ на стане «Дуо-600» позволяют получить сталь уровня прочности 620 МПа (режимы №№ 1-3 таблицы 5.1.2) и 690 МПа (режим № 4 таблицы 5.1.2), таблица 5.2.1 и рисунок 5.2.1, а. При этом следует отметить, что значения работы удара намного превышают требования как при температуре испытания минус 40 °С, так и при минус 60 °С, рисунок 5.2.1, б.

При увеличении толщины листового проката до 7 мм, изготовленного из стали марки 07Г2НФБ, наблюдается снижение прочности до 460 МПа при сохранении высоких показателей работы удара до минус 60 °С, таблица 5.2.1.

Дальнейшее увеличение толщины листового проката до 15 мм способствует получению неудовлетворительных прочностных и вязких свойств, таблица 5.2.1 и рисунок 5.2.1, в, г, что не позволит использовать сталь марки 07Г2НФБ для получения листов толщиной более 5-7 мм в промышленных условиях. При этом следует отметить, что разброс значений работы удара указывает на выраженную разнородность структуры материала (например, работа удара для листового проката толщиной 15 мм, изготовленного по режиму № 5, составляет 56, 182 и 27 Дж).

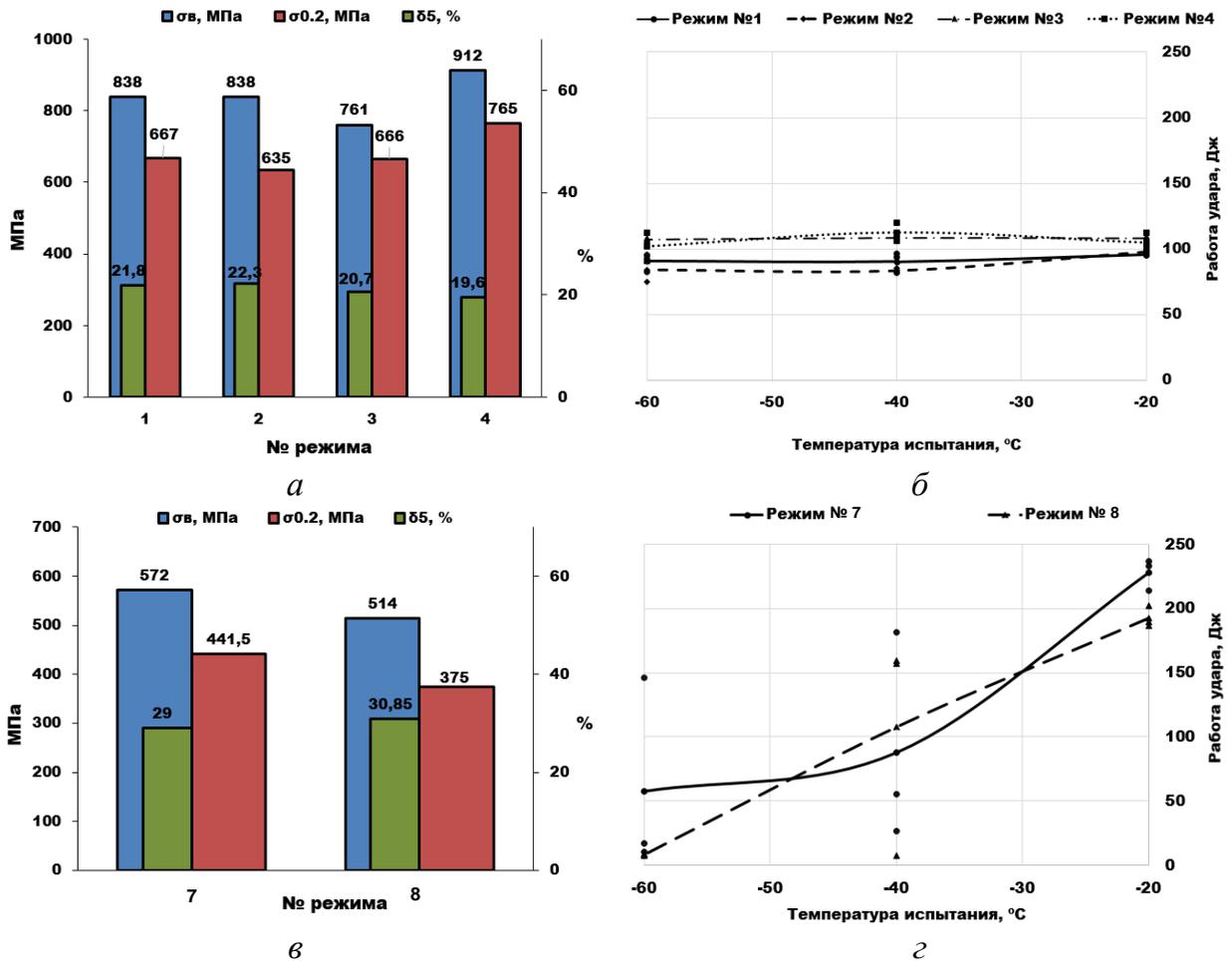


Рисунок 5.2.1 – Обобщенные результаты испытаний листового проката толщиной 5 (а, б) и 15 мм (в, г), изготовленного из стали марки 07Г2НФБ

Полученные результаты, таблица 5.2.1 и рисунок 5.2.2, а, свидетельствуют о том, что разработанная опытная технология, которая была опробована на лабораторном стане «Кварто-800», позволяет для листового проката толщиной 5 мм из стали марки 09ХН2МДБ достичь необходимые свойства, соответствующие уровням прочности 500, 620 и 690 МПа. При этом следует отметить, что для листового проката толщиной 5 мм был достигнут уровень прочности 890 МПа. Работу удара для листового проката толщиной 5 мм определяли только для режимов № 1 и 4. Результаты подтверждают, что хладостойкость стали остается на высоком уровне (до минус 60 °С) как для уровня прочности 500 МПа (не менее 68 Дж), так и для 890 МПа (не менее 63 Дж), рисунок 5.2.2, б.

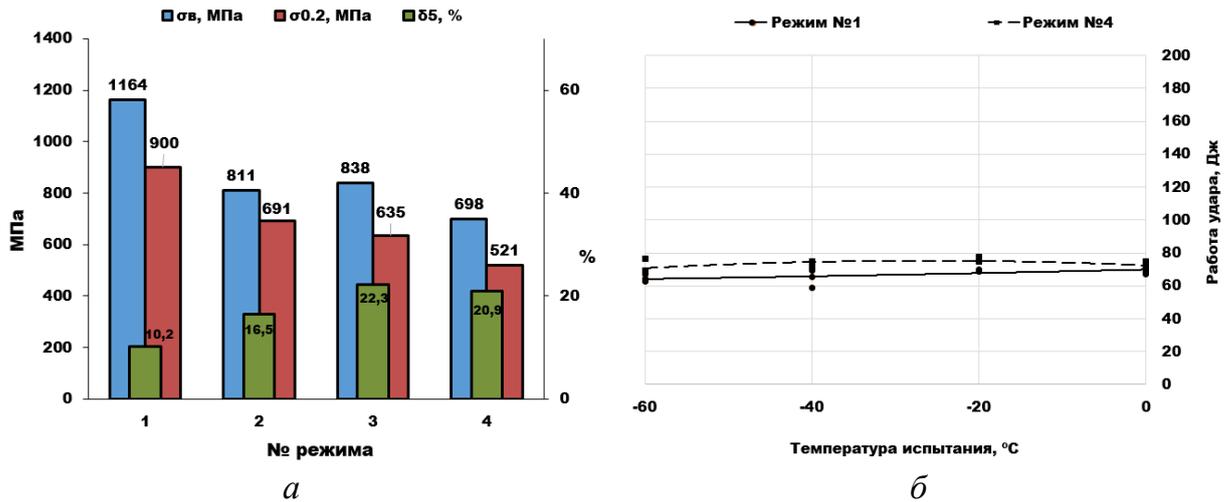


Рисунок 5.2.2 – Обобщенные результаты испытаний на растяжение (а) и ударный изгиб (б) для листового проката толщиной 5 мм, изготовленного из стали марки 09ХН2МДБ

Технологическую пластичность при изгибе определяли на листовом прокате толщиной 5 мм на оправке диаметром, равном 3-м толщинам проката. Пробы отбирали поперек направления прокатки из средней трети по ширине на участках листа уровня прочности 890 и 500 МПа. На рисунке 5.2.3 представлены фотографии узких проб на изгиб. Образцы выдержали изгиб на угол 120° без образования надрывов и трещин, таблица 5.2.1.

Полученные данные по технологической пластичности свидетельствуют о высокой изотропности пластических свойств стали листового проката толщиной 5 мм.



Рисунок 5.2.3 – Внешний вид проб на изгиб листового проката толщиной 5 мм с пределом текучести 900 МПа (а) и 521 МПа (б)

Для определения сопротивления материала хрупкому разрушению были получены сериальные кривые изменения работы удара (в том числе после механического старения) при понижающейся температуре как в продольном, так и в поперечном направлениях. Образцы отбирали от листового проката толщиной 5 мм из средней трети по ширине и испытывали при температурах 0 °С, минус 20 °С, минус 40 °С и минус 60 °С.

Результаты определения работы удара при понижающихся температурах испытания представлены в таблице 5.2.2 и на рисунке 5.2.4.

Таблица 5.2.2 – Работа удара KV (в том числе после механического старения KVA) образцов от листового проката толщиной 5 мм из стали марки 09ХН2МДБ

№ режим (листа)	KV, поперек				KV, вдоль				KVA, поперек		KVA, вдоль	
	0	-20	-40	-60	0	-20	-40	-60	-40	-60	-40	-60
1	72	70	65	67	101	102	76	61	59	49	75	73
	67	69	69	63	97	90	82	76	58	55	77	87
	70	69	59	64	96	88	85	68	54	56	83	61
4	75	77	71	69	99	101	79	86	68	57	59	68
	69	75	73	68	107	102	100	68	66	32	76	75
	72	78	75	76	107	73	96	81	71	66	92	75

Установлено, что листовой прокат толщиной 5 мм из стали марки 09ХН2МДБ имеет значения работы удара при температурах испытания от 0 до минус 60 °С не менее 59 Дж в поперечном и 61 Дж в продольном направлении, что удовлетворяет предъявляемым требованиям как для стали уровня прочности 500, так и для стали уровня прочности 890 МПа, рисунок 5.2.4. Для стали уровня прочности 500 сохраняются требуемые значения работы удара на образцах, вырезанных вдоль направления прокатки, до температуры испытания минус 60 °С, а для стали уровня прочности 890 МПа – до минус 40 °С. При этом следует отметить, что значения работы удара после механического старения также остаются на высоком уровне как при температуре испытания минус 40 °С, так и при минус 60 °С (не менее 32 Дж).

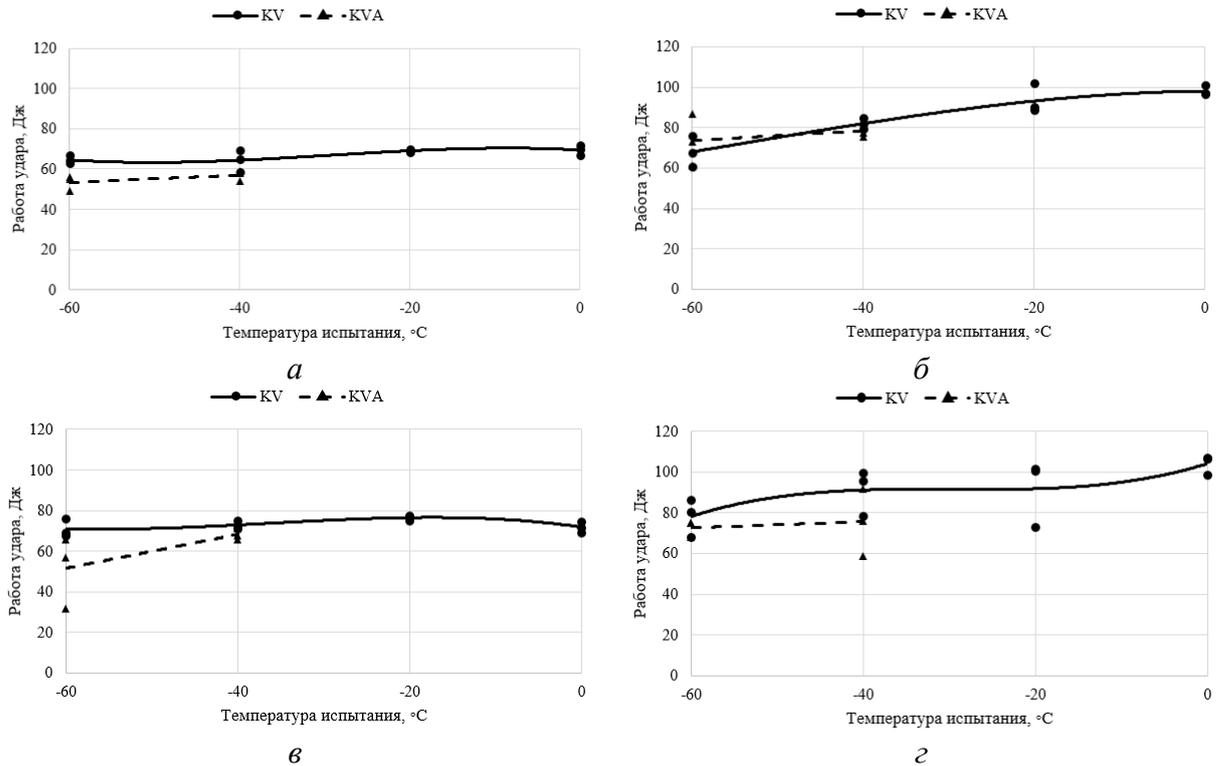


Рисунок 5.2.4 – Изменение работы удара, в том числе после механического старения, на поперечных (а, б) и продольных (в, г) образцах, вырезанных от листового проката толщиной 5 мм уровня прочности 500 (а, в) и 890 (б, г), изготовленного из стали марки 09ХН2МДБ

Сталь марки 09ХН2МДБ с хромоникельмолибденовой композицией легирования позволяет достичь уровня прочности 620 МПа для листового проката толщиной 7 мм (в отличие от стали марки 07Г2НФБ) при сохранении высоких показателей работы удара до температур минус 60 °С, таблица 5.2.1, однако более высокие прочностные характеристики для такой толщины не достигаются.

Предложенный режим изготовления листового проката толщиной 9 мм из стали марки 09ХН2МДБ позволяет получить сталь уровня прочности не выше 460 МПа, что, вероятнее всего, обусловлено с низкой температурой конца прокатки, таблица 5.2.1. Работа удара для данного проката остается на высоком уровне.

Результаты испытаний листового проката толщиной 15 мм, изготовленного из стали марки 09ХН2МДБ, показывают, что реализация режима термомодеформационной обработки № 7 позволяет получить материал уровня прочности 550 МПа, таблица 5.2.1 и рисунок 5.2.5, а. При реализации режима № 8 (с выключенной УКО) листовой прокат достигает значения предела текучести 460 МПа. При этом удовлетворительные значения работы удара сохраняются лишь

при температуре испытания 0 °С (минимальное значение в поперечном направлении 69 Дж), рисунок 5.2.5, б).

Технологическую пластичность при изгибе определяли на листовом прокате толщиной 15 мм на оправке диаметром, равном 2-м толщинам проката. Пробы отбирали поперек направления прокатки из средней трети по ширине. На рисунке 5.2.6 представлены фотографии широких проб на изгиб. Образцы выдержали изгиб на угол 120° без образования надрывов и трещин как для стали уровня прочности 550, рисунок 5.2.6, а, так и для 460, рисунок 5.2.6, б.

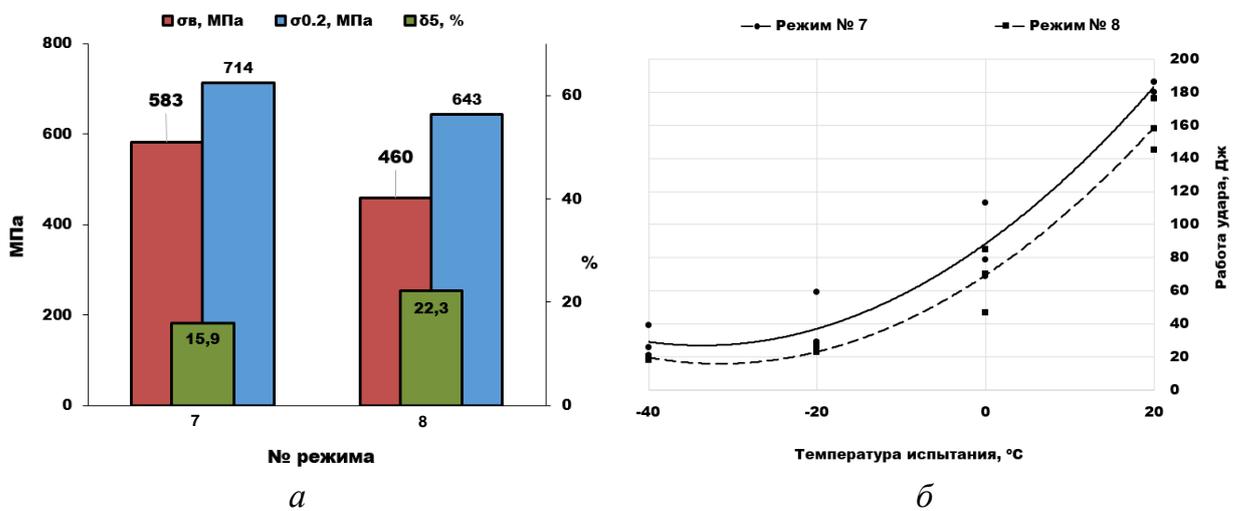


Рисунок 5.2.5 – Обобщенные результаты испытаний на растяжение (а) и ударный изгиб (б) для листового проката толщиной 15, изготовленного из стали марки 09ХН2МДБ

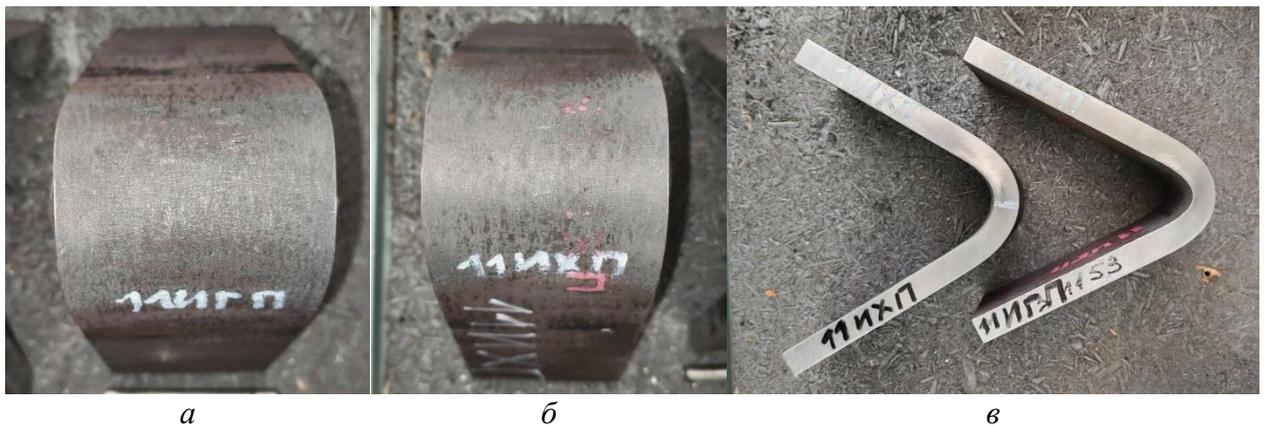


Рисунок 5.2.6 – Внешний вид проб на изгиб листового проката толщиной 15 мм уровня прочности 550 (а, в) и 460 (б, в) МПа

Полученные данные по технологической пластичности свидетельствуют о высокой изотропности пластических свойств стали листового проката толщиной 15 мм.

Фотографии изломов полнотолщинных проб после испытания на определение доли волокнистой составляющей от листовых прокатов толщиной 15 мм представлены на рисунке 5.2.7. Анализ изломов показал, что в пробах количество волокнистой составляющей для стали уровня прочности 550 и 460 МПа составляет 78% и 79% соответственно. Данные результаты не удовлетворяют требованиям настоящей работы, что потребовало поиска иных решений для изготовления листов толщиной 15 мм, представленных в разделе 5.4.



Рисунок 5.2.7 – Фотографии изломов листового проката толщиной 15 мм уровня прочности 550 (а) и 460 (б) МПа

Оценку склонности основного металла к коррозионному растрескиванию проводили по отношению средних арифметических значений номинальных разрушающих напряжений после испытаний на воздухе и в воде.

Согласно РД5.АЕИШ.3635-2023 считается, что основной металл не склонен к коррозионному растрескиванию, если отношение  $\beta_{\sigma} = (\sigma_{scc}/\sigma_c)$  при естественном потенциале коррозии  $\geq 0,85$ . Для листового проката толщиной 15 мм, изготовленного из стали марки 09ХН2МДБ, значение  $\beta_{\sigma}$  составляет 0,88, что позволяет использовать данный материал уровня прочности 550 МПа в морской воде.

На основании проведенных экспериментов были построены зависимости прочностных и вязких свойств листового проката толщиной 5 мм в зависимости от углеродного эквивалента ( $C_{ЭКВ}$ ), определяющееся по формуле 1.1.1, рисунок 5.2.8.

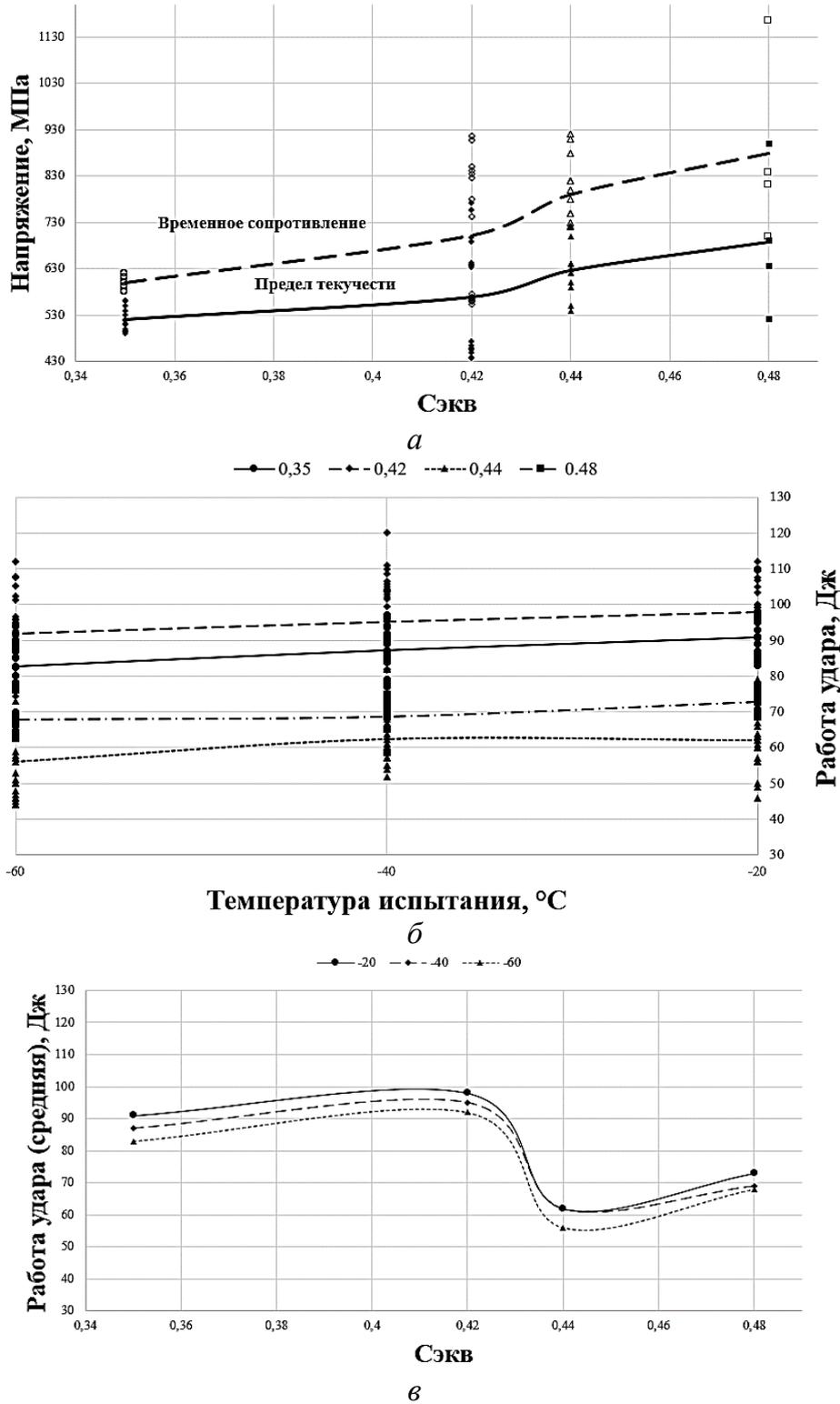


Рисунок 5.2.8 – Зависимость прочностных (а) и вязких свойств (б, в) от углеродного эквивалента листового проката толщиной 5 мм

Установлено, что с увеличением углеродного эквивалента повышаются прочностные свойства листового проката толщиной 5 мм, а значения работы удара, снижаясь, остаются на требуемом уровне, рисунок 5.5.1, *а, б*. Однако с увеличением  $C_{\text{экв}}$  хладостойкость стали снижается, что скорее всего обусловлено формированием речных структур, рисунок 5.5.1, *в*.

### **5.3 Исследование микроструктуры и фрактографический анализ изломов ударных образцов**

В листах толщиной 5 мм, изготовленных из стали марки 07Г2НФБ по режимам № 1-4, таблица 5.1.1, сформировалась бейнитная структура речной и гранулярной морфологии, рисунок 5.3.1, *а-г*. В листах №№ 1 и 2 с температурами конца прокатки  $A_{r3}+80$  и  $A_{r3}+140$  °С соответственно, структура образована бейнитом речной морфологии, области которого ориентированы в направлении прокатки, рисунок 5.3.1, *а, б*. Подобная структура формируется при превращении нерекристаллизованного и частично рекристаллизованного аустенита. В листах №№ 3 и 4 с более высокими температурами конца прокатки  $A_{r3}+190$  и  $A_{r3}+200$  °С сформирована структура с меньшей анизотропией вследствие более полного протекания рекристаллизации аустенита на последних проходах, что благоприятно отразилось на показателях работы удара, рисунок 5.3.1, *в, г* и таблица 5.2.1.

Разрушение образцов при температуре испытания минус 60 °С от листовых прокатов толщиной 5 мм №№ 1-4 стали марки 07Г2НФБ носило вязкий транскристаллитный характер, с широкой областью зарождения магистральной трещины. Вся поверхность излома имеет чашечное строение, типичное для разрушения по механизму образования и слияния микропор, рисунок 5.3.2.

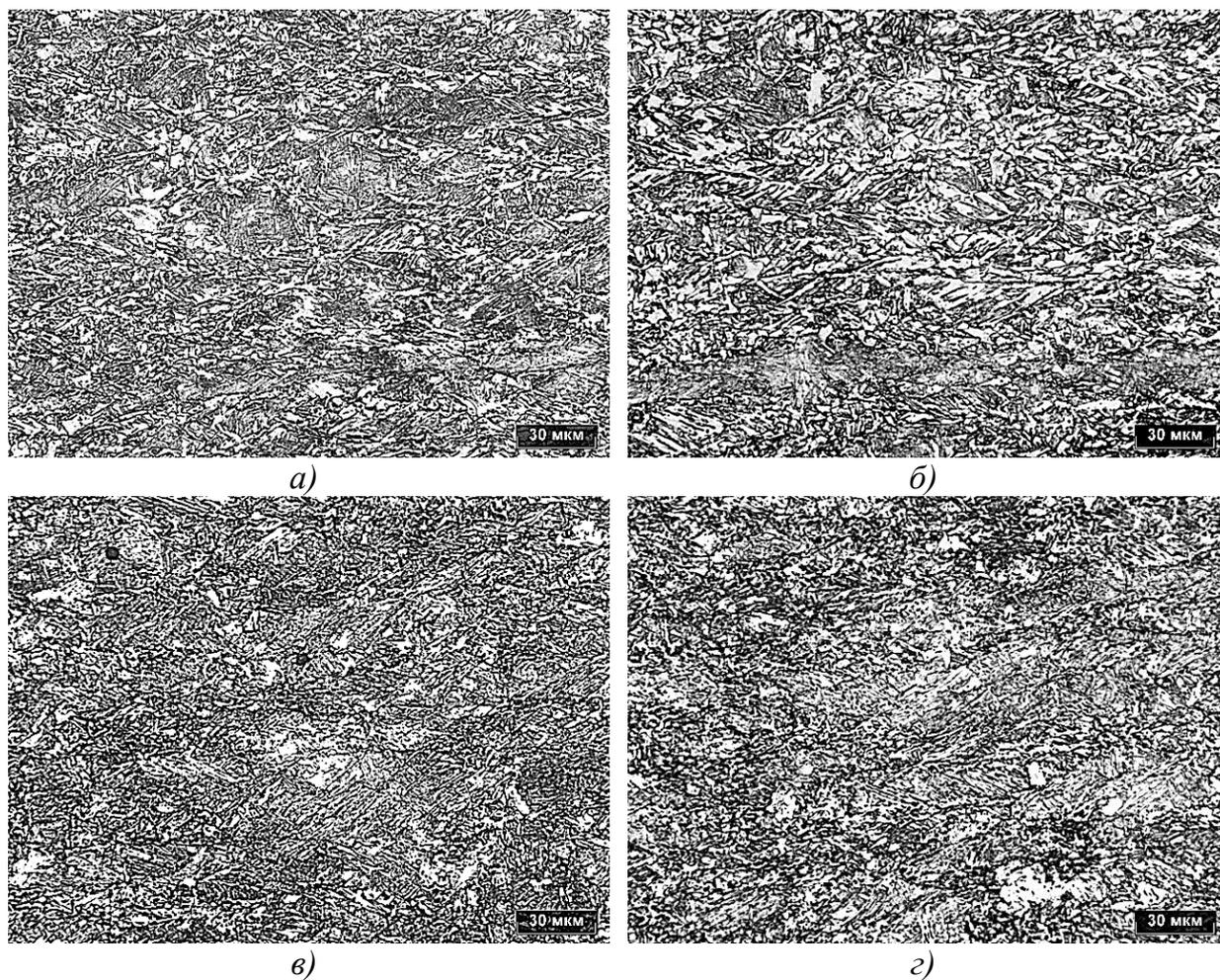


Рисунок 5.3.1 – Структура листов толщиной 5 мм, обработанных по режимам №№ 1 (а), 2 (б), 3 (в) и 4 (г), изготовленных из стали марки 07Г2НФБ

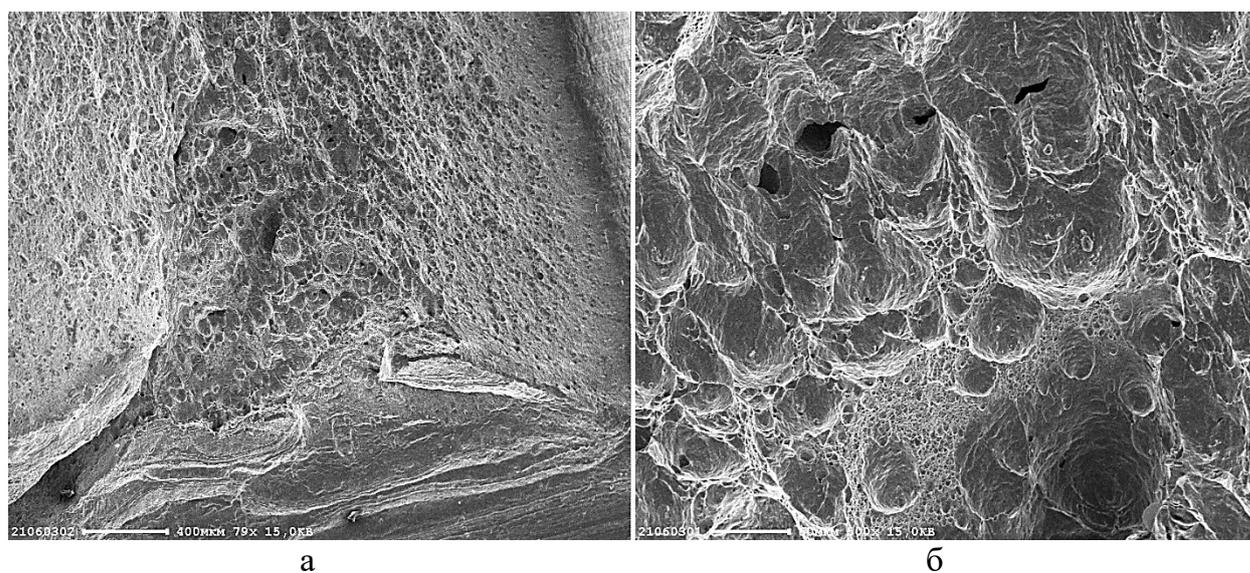


Рисунок 5.3.2 – Вид поверхности разрушения образца от листового прокат № 4 толщиной 5 мм, изготовленного из стали марки 07Г2НФБ, испытанного при температуре минус 60°C, с разным увеличением (а, б)

В листовом прокате толщиной 7 мм, изготовленном из стали марки 07Г2НФБ по режиму № 5, таблица 5.1.1, сформировалась дисперсная ферритно-перлитно-бейнитная структура с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии, которая, как предполагалось при исследовании фазовых превращений, не позволила уровень прочности более 460 МПа, рисунок 5.3.3.

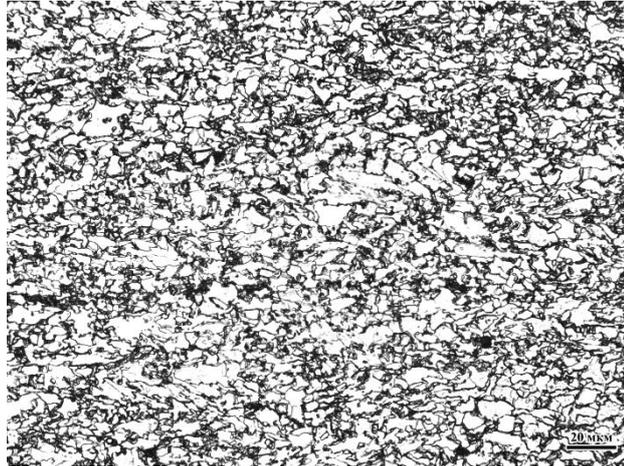


Рисунок 5.3.3 – Структура листового прокат толщиной 7 мм, обработанного по режиму № 5, изготовленного из стали марки 07Г2НФБ

В листовом прокате №№ 6 и 7 толщиной 15 мм, таблица 5.1.1, изготовленном из стали марки 07Г2НФБ, после термомеханической обработки сформировалась разнотельная ферритно-перлитно-бейнитная структура, которая оказала влияние как на прочность, так и на показатели работы удара, таблица 5.2.1 и рисунок 5.3.4.

Перлит расположен на границах ферритных зерен в виде крупных вытянутых скоплений. В листе № 6 с температурой конца прокатки  $A_{r3}+270$  °С средний размер ферритного зерна составил 19 мкм, объемная доля бейнита составила 20 %, феррита – 75 %, перлита – 5 %, рисунок 5.3.4, а, в. В листе № 7 с температурой конца прокатки  $A_{r3}+310$  °С средний размер ферритного зерна больше и составил 25 мкм, объемная доля бейнита составила 5 %, феррита – 85 %, перлита – 10 %, рисунок 5.3.4, б, г. Разнотельная структура листов №№ 6 и 7 предположительно связана с недостаточной проработкой структуры, поскольку отношение толщин исходной заготовки и конечного листа составило 3,3. Это не позволило накопить необходимый для протекания процессов рекристаллизации наклеп. Образование большого количества феррита и перлита связано с недостаточным уровнем легирования

данной марки стали, что не позволяет сформировать необходимую структуру для достижения уровня прочности 460 МПа и более.

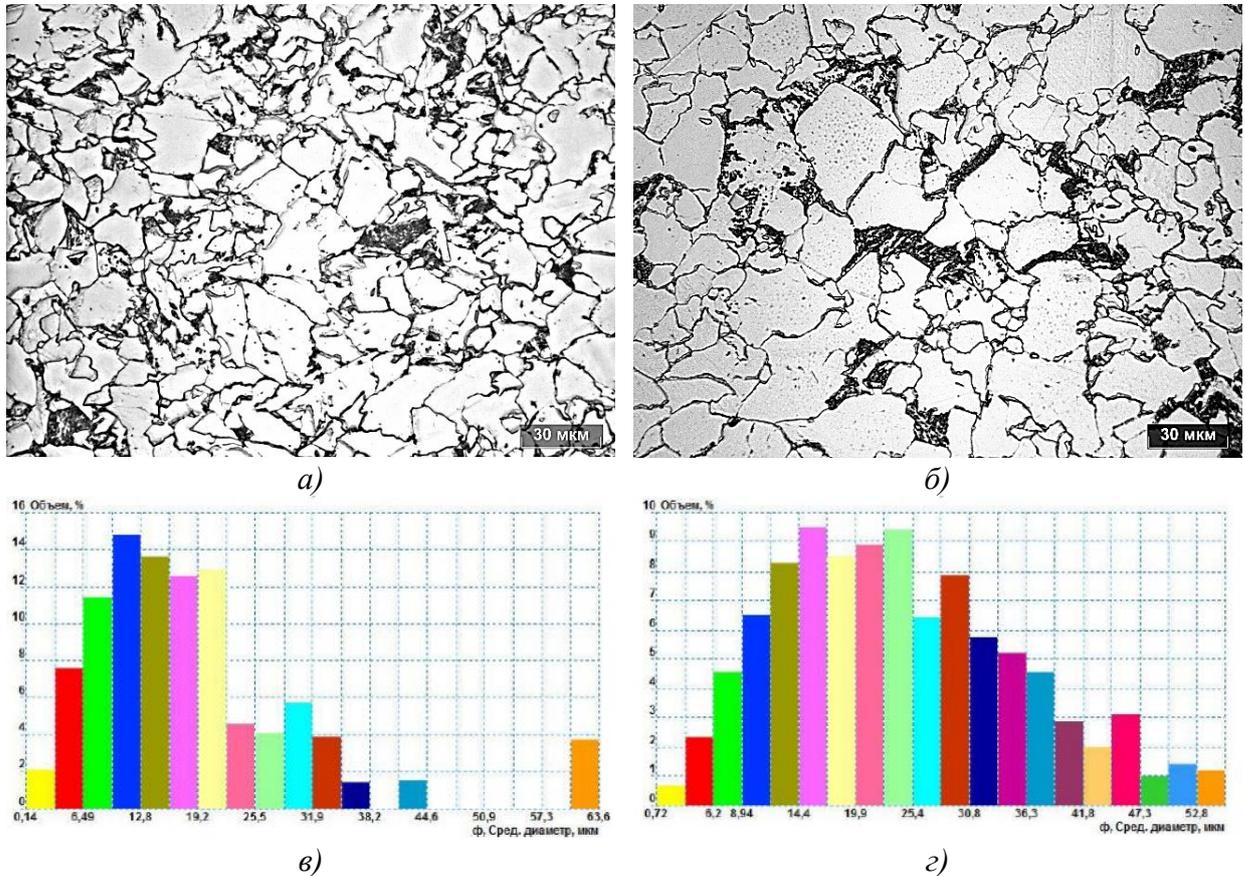


Рисунок 5.3.4 – Структура (а, б) и гистограммы распределения размеров ферритного зерна по поверхности проката (в, г) листов толщиной 15 мм, обработанных по режимам №№ 5 (а, в) и 5 (б, г), изготовленных из стали марки 07Г2НФБ

Рисунок 5.3.5 иллюстрирует вид изломов образцов, испытанных при температуре минус 60°C, от листовых прокатов толщиной 15 мм, изготовленных из стали марки 07Г2НФБ. Разрушение образцов проходило хрупко по телу зёрен с образованием площадок скола и микроскола. В изломах практически отсутствует зона зарождения магистральной трещины, рисунок 5.3.5, а, в. Снижение работы удара при отрицательных температурах испытания обусловлено формированием в листах толщиной 15 мм структуры с преимущественным содержанием феррита (75 % исследованной площади шлифов) с размером действительного зерна до 45 мкм.

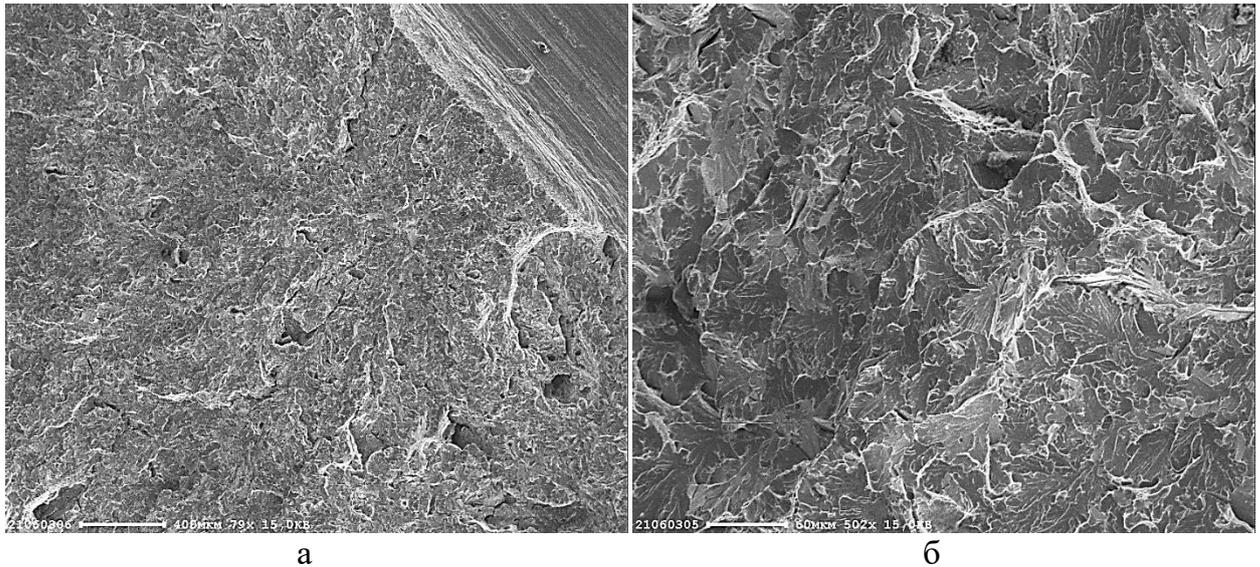


Рисунок 5.3.5 – Вид поверхности разрушения образца от листового прокат № 5 толщиной 15 мм, изготовленного из стали марки 07Г2НФБ, испытанного при температуре минус 60°C, с разным увеличением (а, б)

Таким образом, сталь марки 07Г2НФБ не рекомендуется для изготовления листового проката толщиной более 5-7 мм. При этом листовой прокат толщиной 7 мм из стали марки 07Г2НФБ возможно получить уровень прочности не более 460 МПа по технологии ТМО+УО.

В листовом прокате толщиной 5 мм уровня прочности 890 МПа, изготовленном из стали марки 09ХН2МБД по режиму № 1, таблица 5.1.2, сформировалась дисперсная мартенситно-бейнитная структура речной морфологии со следами самоотпуска, рисунок 5.3.6, а. Размеры областей бейнита и мартенсита не превышают 30 мкм. Формирование в листе № 1 мартенситно-бейнитной структуры позволило получить сталь с пределом текучести 900 МПа с высокими значениями работы удара, таблица 5.2.1.

В листовых прокатах №№ 2 и 3 толщиной 5 мм сформирована дисперсная бейнитная структура речной и гранулярной морфологии со следами самоотпуска в следующих соотношениях, таблица 5.3.1 и рисунок 5.3.6, б, в.

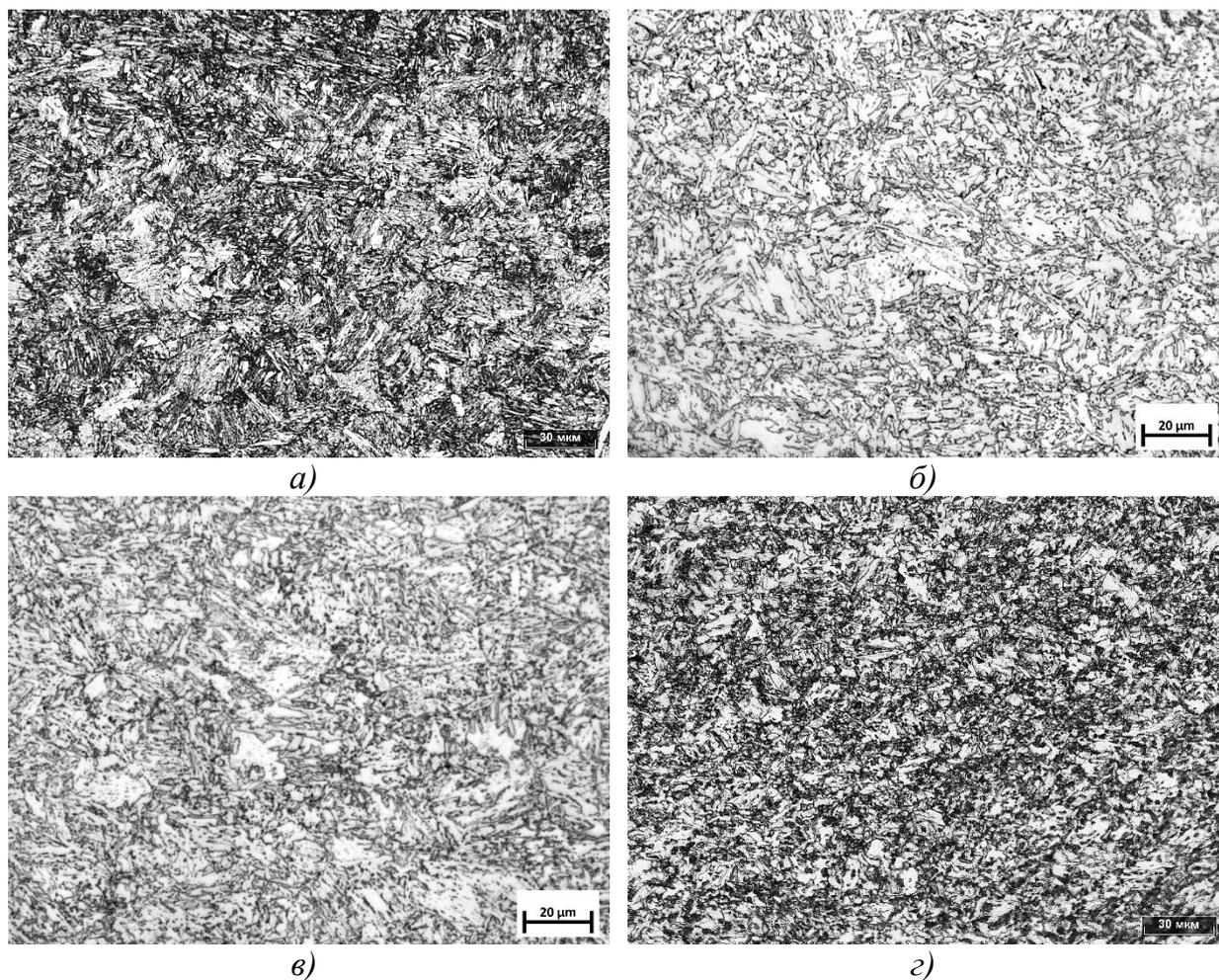


Рисунок 5.3.6 – Структура листовых прокатов толщиной 5 мм, обработанных по режимам №№ 1 (а), 2 (б), 3 (в) и 4 (г), изготовленных из стали марки 09ХН2МБД

Помимо бейнита в структуре металла также были обнаружены: речный мартенсит (<5 %), рисунок 5.3.7, а, г, мартенситно-аустенитная составляющая (МА-фаза (~ 10%)), рисунок 5.3.7, б, д, и остаточный аустенит (~ 5%), рисунок 5.3.6, в, е, в равных долях для каждого состояния, таблица 5.3.1.

Таблица 5.3.1 – Сводные данные морфологических параметров структуры листов толщиной 5 мм из стали марки 09ХН2МБД, обработанных по режимам №№ 2 и 3

Характеристика компоненты	Компоненты структуры				
	РБ	ГБ	РМ	МА-фаза	Ост. ауст.
<b>Режим № 2: 1100→1050°C-(10-30)%-950→A<sub>г3</sub>+190°C (28-40)% → охл. 25 °C/c</b>					
Объёмная доля, %	65-75	5-15	<5	5-15	
Размер реек (фрагментов), мкм	0,69	1,26	0,31	0,65x2,0	0,115
<b>Режим № 3: 1100→1050°C-(10-30)%-950→A<sub>г3</sub>+190°C (28-40)% → охл. 20 °C/c</b>					
Объёмная доля, %	20-25	60-70	<5	5-15	
Размер реек (фрагментов), мкм	0,67	0,63	0,40	0,81x1,93	

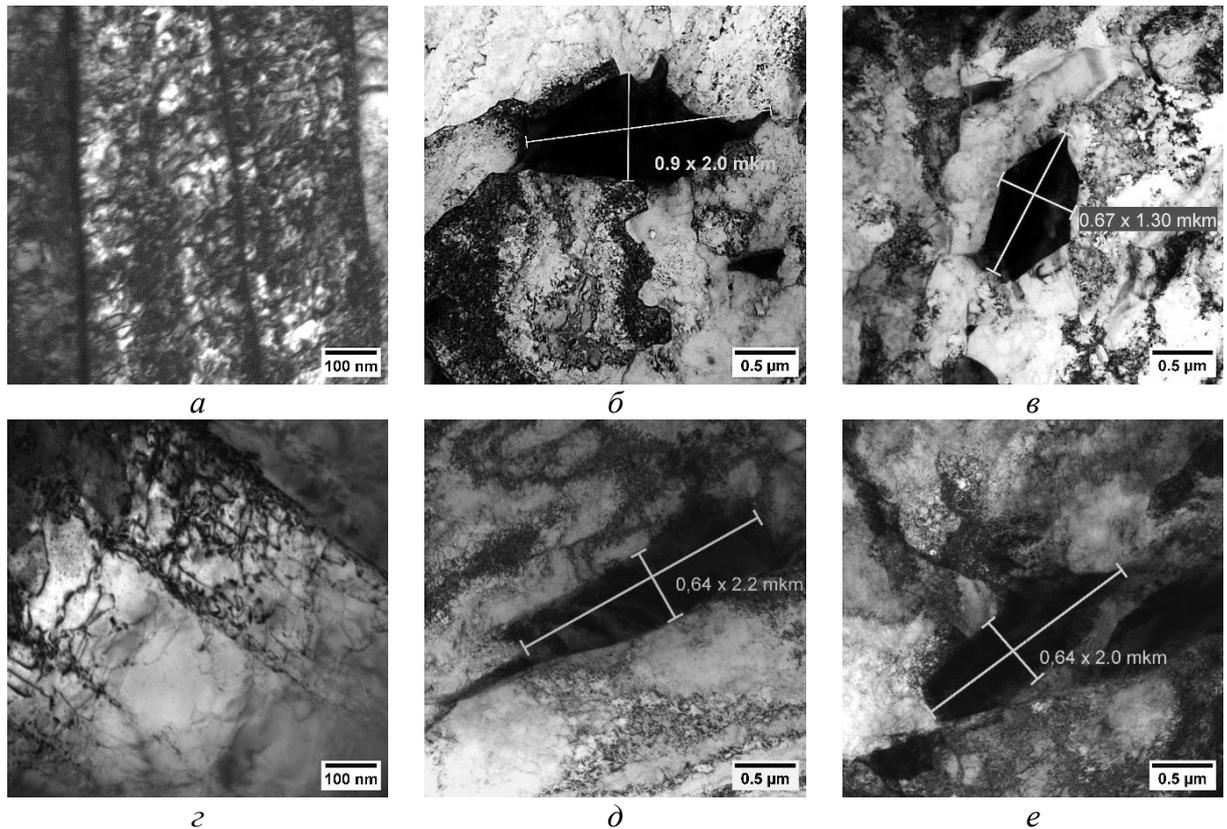


Рисунок 5.3.7 – Структура листового проката из стали марки 09ХН2МДБ, обработанного по режиму № 2 (а-в) и 3 (г-е): реечный мартенсит – а, г; мартенситная-аустенитная составляющая (МА-фаза) – б, д; остаточный аустенит – в, е

Следует отметить, что внутреннее строение МА-фазы в структуре листового проката № 2 отличаются большим разнообразием. Были обнаружены острова МА-фазы, электронограммы отдельных частей которых указывают на наличие в них как  $\alpha$ -железа, так и  $\gamma$ -железа, рисунок 5.3.8, а, б, при этом соседние участки таких островов с выраженной нанодвойниковой микроструктурой имеют кристаллографическое строение  $\gamma$ -железа, рисунок 5.3.8, в, г.

В листовом прокате, обработанном по режиму № 4, сформирована бейнитная структура гранулярной морфологии (~ 80 %) с небольшой долей реечной морфологии (~ 10-15 %), рисунок 5.3.6, в. Также наблюдаются участки квазиполигонального феррита (~5-10 %). Подобная структура ГБ+РБ+КПФ позволяет получить сталь уровня прочности 500 МПа, таблица 5.2.1.

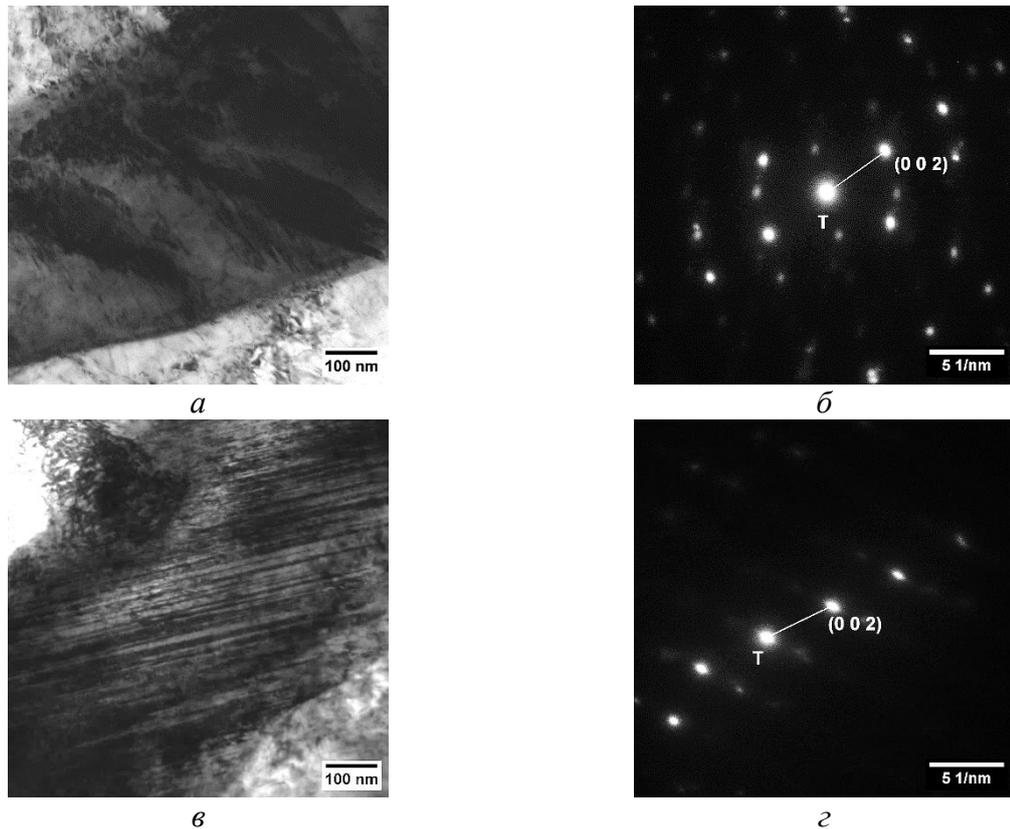
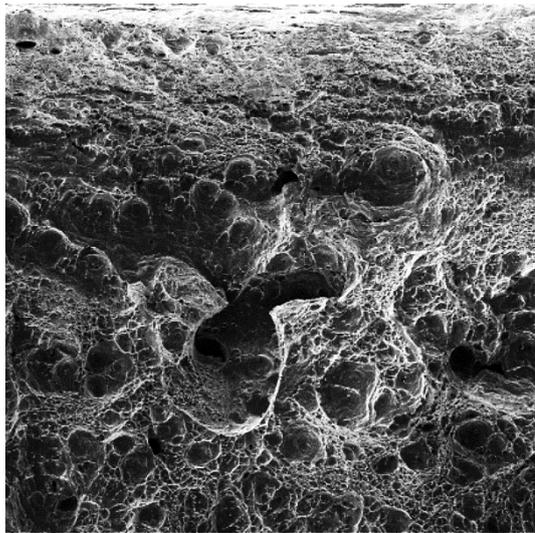


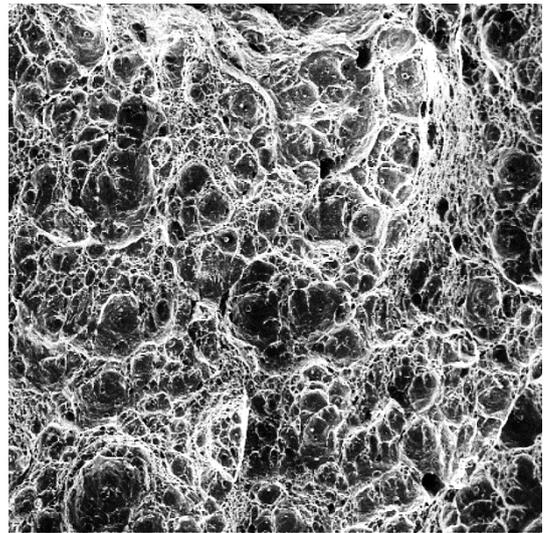
Рисунок 5.3.8 – МА-фаза в структуре листового проката, обработанного по режиму №2, из стали марки 09ХН2МДБ: а) МА-фаза с внутренней фрагментацией, б) её электронограмма с рефлексом  $(002)_{\gamma\text{-Fe}}$ , в) МА-фаза с выраженной нанодвойниковой микроструктурой, г) её электронограмма с рефлексом  $(002)_{\gamma\text{-Fe}}$

Разрушение образцов после испытаний на ударный изгиб при температуре испытания минус 60 °С от листовых прокатов №№ 1 и 4 толщиной 5 мм стали марки 09ХН2МДБ носило вязкий транскристаллитный характер, рисунок 5.3.9. Вся поверхность излома имеет чашечное строение, типичное для разрушения по механизму образования и слияния микропор. Разрушение в области зарождения трещины начинается, как правило, от границ отдельных структурных фрагментов, рисунок 5.3.9, а, в. В области распространения трещин до долома признаки охрупчивания отсутствуют.



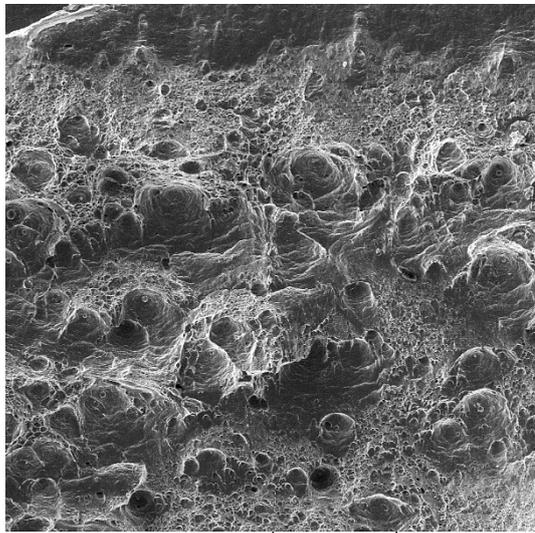
SM. RESOLUTION Det: SE  
WD: 29.20 mm Date(m/d/y): 08/20/25 200 µm VEGA\\ TESCAN  
SEM MAG: 200 x View field: 8БИЦ, Курчатовский институт" - ЦНИИ КМ "Прометей"

а



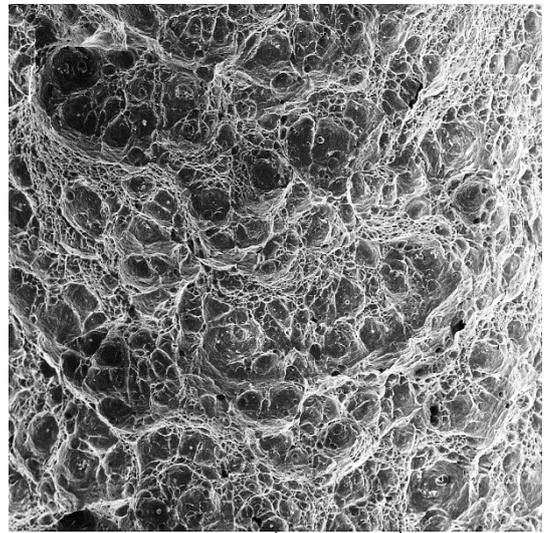
SM. RESOLUTION Det: SE  
WD: 29.20 mm Date(m/d/y): 08/20/25 200 µm VEGA\\ TESCAN  
SEM MAG: 200 x View field: 8БИЦ, Курчатовский институт" - ЦНИИ КМ "Прометей"

б



SM. RESOLUTION Det: SE  
WD: 28.58 mm Date(m/d/y): 08/20/25 200 µm VEGA\\ TESCAN  
SEM MAG: 200 x View field: 8БИЦ, Курчатовский институт" - ЦНИИ КМ "Прометей"

в



SM. RESOLUTION Det: SE  
WD: 28.47 mm Date(m/d/y): 08/20/25 200 µm VEGA\\ TESCAN  
SEM MAG: 201 x View field: 8БИЦ, Курчатовский институт" - ЦНИИ КМ "Прометей"

г

Рисунок 5.3.9 – Фотографии поверхности разрушения образцов при температуре испытания минус 60 °С листового проката толщиной 5 мм № 1 с работой удара 66,8 Дж (а, б) и № 4 с работой удара 69,3 Дж (в, г)

В листовом прокате толщиной 7 мм, изготовленном из стали марки 09ХН2МБД по режиму № 5, таблица 5.2.1, сформировалась дисперсная бейнитная структура речной и гранулярной морфологии, ориентированными в направлении прокатки, что позволяет достичь уровень прочности 620 МПа с высокими показателями работы удара до минус 60 °С, рисунок 5.3.10, что согласуется с данными работы [186].

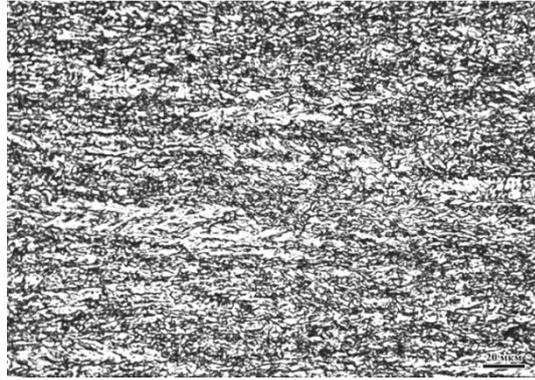


Рисунок 5.3.10 – Структура листового проката толщиной 7 мм, обработанного по режиму № 5, изготовленного из стали марки 09ХН2МБД

В листовом прокате толщиной 9 мм, изготовленном из стали марки 09ХН2МБД по режиму № 6, таблица 5.2.1, сформировалась преимущественно ферритная структура с отпущенным бейнитом и колониями перлита протяженностью до 12 мкм, ориентированными в направлении прокатки, рисунок 5.3.11. Структура обладает разнотернистостью: размеры зёрен феррита изменяются в интервале от 2 до 18 мкм. Формированию подобной структуры, скорее всего, послужили более низкие степени обжатия за проход по сравнению с листовым прокатом толщиной 5 мм и низкая температура конца чистовой стадии прокатки в двухфазной области ( $A_{r3}-10$  °С), таблица 5.1.2. Для получения листового проката толщиной 9 мм уровня прочности более 500 МПа необходима корректировка режимов термомодеформационной обработки, а именно следует увеличивать относительные обжатия за проход, повышать температуру конца чистовой стадии деформации до  $A_{r3} + (190-240)$  °С и охлаждать выше температуры  $A_{r3}$  (для предотвращения образования феррита).



Рисунок 5.3.11 – Структура листового проката толщиной 9 мм, обработанного по режиму № 3, изготовленного из стали марки 09ХН2МБД

Разрушение образцов после испытаний на ударный изгиб при температуре испытания минус 60 °С от листового проката толщиной 9 мм, обработанного по режиму № 6 из стали марки 09ХН2МДБ, в области зарождения трещины протяженностью 320-390 мкм от надреза носит вязкий характер, разрушение проходит по типу зарождения и слияния микропор, рисунок 5.2.12, *а, б*. Область хрупкого распространения трещины начинается от границ крупных структурных фрагментов, имеющих внутри площадки микроскола, рисунок 5.2.12, *в*, и до долома образована преимущественно участками микро- и квазискола, характерных для феррита, рисунок 5.2.12, *г*. На расстоянии 1,6 мм от надреза имеется вырыв, разрушение в области которого проходило хрупко с образованием фасеток микроскола и расслоев по границам отдельных фрагментов, рисунок 5.2.12, *д, е*.

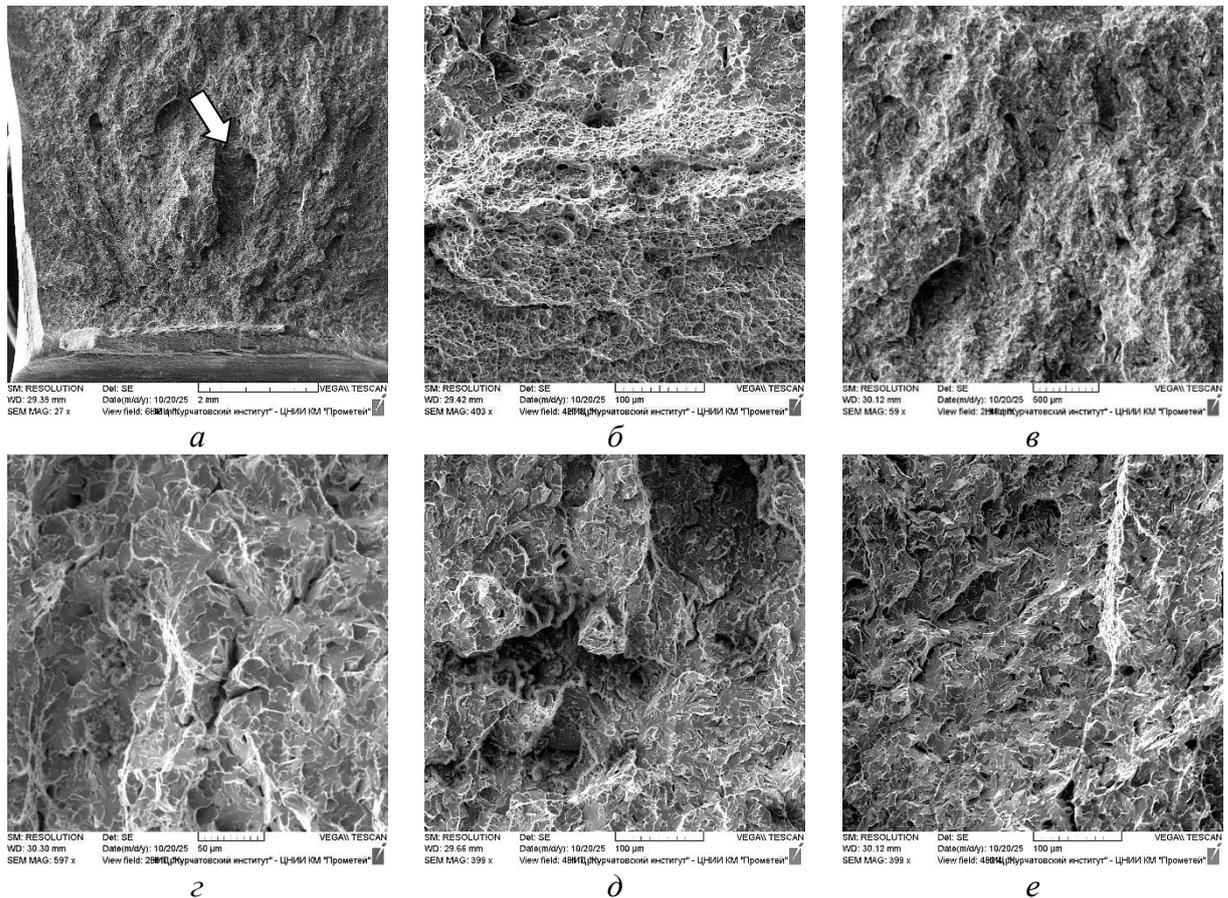


Рисунок 5.3.12 – Фотографии поверхности разрушения образца при температуре испытания минус 60 °С листового проката толщиной 9 мм, уровня прочности 460 из стали марки 09ХН2МДБ с работой удара 42,6 Дж: *а*) общий вид излома, стрелкой отмечен вырыв на расстоянии 1,6 мм от надреза; *б*) вязкий участок в области зарождения трещины; *в, г*) квази- и микроскол в области распространения трещины до долома; *д, е*) разрушение в области вырыва

Листовые прокаты толщиной 15 мм, изготовленные по режимам №№ 7 и 8 из стали марки 09ХН2МДБ, таблица 5.1.2, после термомеханической обработки имеют разный фазовый состав. Структура листового проката № 7 образована преимущественно бейнитом речной морфологии со следами самоотпуска, рисунок 5.3.13, *а*, тогда как микроструктура листового проката № 8 представляет собой смесь гранулярного бейнита и феррита, рисунок 5.3.13, *б*. Структура обладает разнотелностью, отдельные бейнитные кристаллиты достигают размеров 70-100 мкм, рисунок 5.3.13, что оказало неблагоприятное влияние на показатели работы удара. Также в структуре листового проката № 8 наблюдается неоднородность, которая также могла оказать влияние на хладостойкость стали и прочностные характеристики.

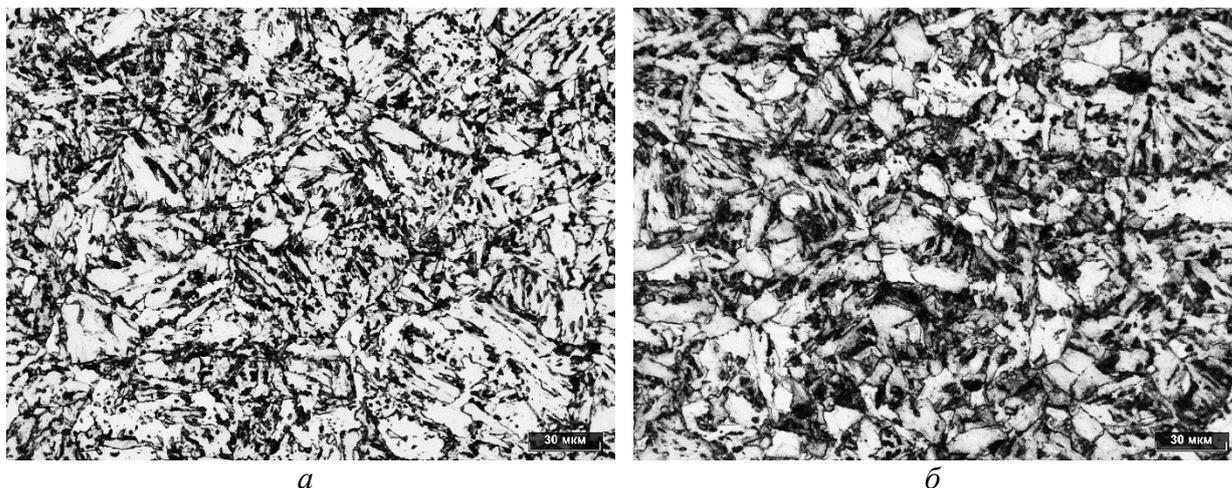


Рисунок 5.3.13 – Структура листовых прокатов толщиной 15 мм, обработанных по режимам №№ 7 (*а*) и 8 (*б*), в середине проката, изготовленного из стали марки 09ХН2МДБ

Разрушение образцов после испытаний на ударный изгиб при температуре испытания минус 20 °С от листовых прокатов толщиной 15 мм, обработанных по режимам №№ 7 и 8 из стали марки 09ХН2МДБ, происходит преимущественно хрупко, доля вязкой составляющей под надрезом занимает не более 20% поверхность разрушения в образцах, рисунок 5.3.14, *а*, *з*.

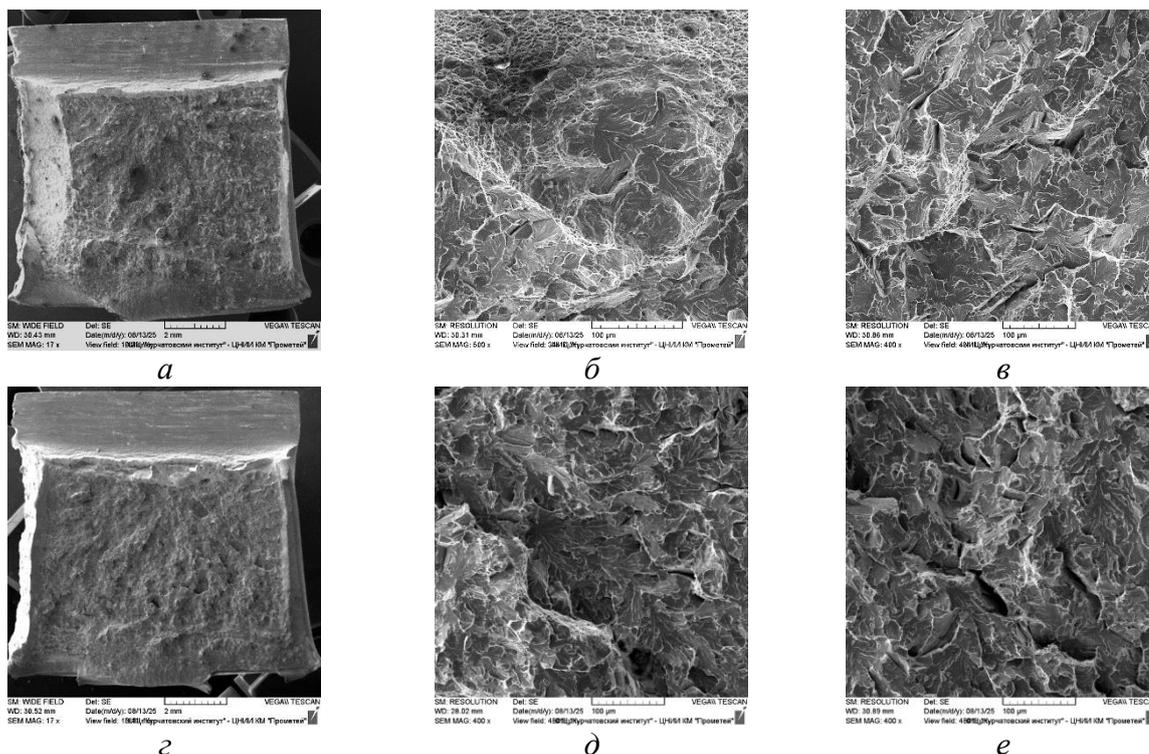


Рисунок 5.3.14 – Фотографии поверхности разрушения образцов при температуре испытания минус 20 °С листового проката толщиной 15 мм № 7 с работой удара 59 Дж (а-в) и № 8 с работой удара 23 Дж (з-е)

Разрушение в области зарождения трещины начинается от границ крупных структурных фрагментов, соответствующих размерам бейнитных областей, для листового проката № 7, рисунок 5.3.14, б. Область распространения трещины до долома образована преимущественно участками скола, рисунок 5.3.14, в, д, е, и, изредка, микроскола, характерными для разрушения фрагментов феррита. Для повышения значений работы следует повесить относительные обжатия за проход (для большего измельчения аустенитного зерна) и, возможно, изменить схему деформации на черновой стадии прокатки (если понадобятся более высокие показатели прочности).

Сравнительные исследования микроструктуры и поверхности разрушения образцов от листовых прокатов толщиной 5, 7, 9 и 15 мм, изготовленных из стали марки 09ХН2МДБ, показывают, что:

- формирование дисперсной бейнитной структуры речной (преимущественно) и гранулярной морфологии в листовых прокатах толщиной 5 и 7 мм затрудняет развитие трещины по границам структурных фрагментов, что способствует повышению уровня работы удара [186];

- хрупкое разрушение образцов от листового проката толщиной 15 мм при температуре испытания минус 20 °С и ниже обусловлено фазовым составом микроструктуры: формированием при охлаждении листа ферритной фазы, существенно снижающей уровень работы удара при понижении температуры испытаний и оказывающей влияние на температуру вязко-хрупкого перехода. Отсутствие феррита (либо небольшое его наличие не более 5 %) в образцах от листового проката толщиной 5 мм с бейнитной структурой позволяет получить высокие значения работы удара даже при испытаниях образцов минус 60 °С.

- наличие разнотерности микроструктуры в листовом прокате толщиной 9 и 15 мм облегчает хрупкое разрушение в области зарождения трещины, которое начинается от границ крупных структурных фрагментов.

Таким образом, разработанная опытная технология, имитирующая горячую прокатку на непрерывном стане, которая была реализована на лабораторном стане «Кварто-800», позволяет получать листовой прокат толщиной 5 и 7 мм из стали марки 09ХН2МДБ различного уровня прочности (500, 620, 690, а также 890 МПа). Для изготовления листового проката толщиной 9 мм уровня прочности более 460 МПа необходимо провести корректировку режимов термомеханической обработки, а именно повысить температуру конца прокатки до  $A_{r3} + (190-240)$  °С для формирования более высокопрочных структурных составляющих (мартенсит/бейнит) и увеличить степень деформации за проход. Для повышения значений работы удара листового проката толщиной 15 мм, изготовленного из стали марки 09ХН2МДБ, следует исключить образование крупных областей бейнита за счет изменения схемы и степени обжатий.

Для стали марки 07Г2НФБ изготовление листового проката толщиной свыше 7 мм для получения гарантированных значений предела текучести выше 460 МПа нецелесообразно.

#### **5.4 Изготовление листового проката толщиной 8-15 мм в промышленных условиях на реверсивном стане «5000»**

В связи с тем, что производство листового проката толщиной более 7 мм из стали уровня прочности более 460 МПа на непрерывном стане затруднено, была

опробована технология производства листового проката толщиной 8-15 мм на реверсивном стане «5000» с использованием закалки и высокого отпуска. Прокатка осуществлялась из слябов толщиной 250 мм. В зависимости от толщины листового проката температуры закалки и отпуска варьировались.

Механические свойства листового проката представлены на рисунках 5.4.1 и 5.4.2.

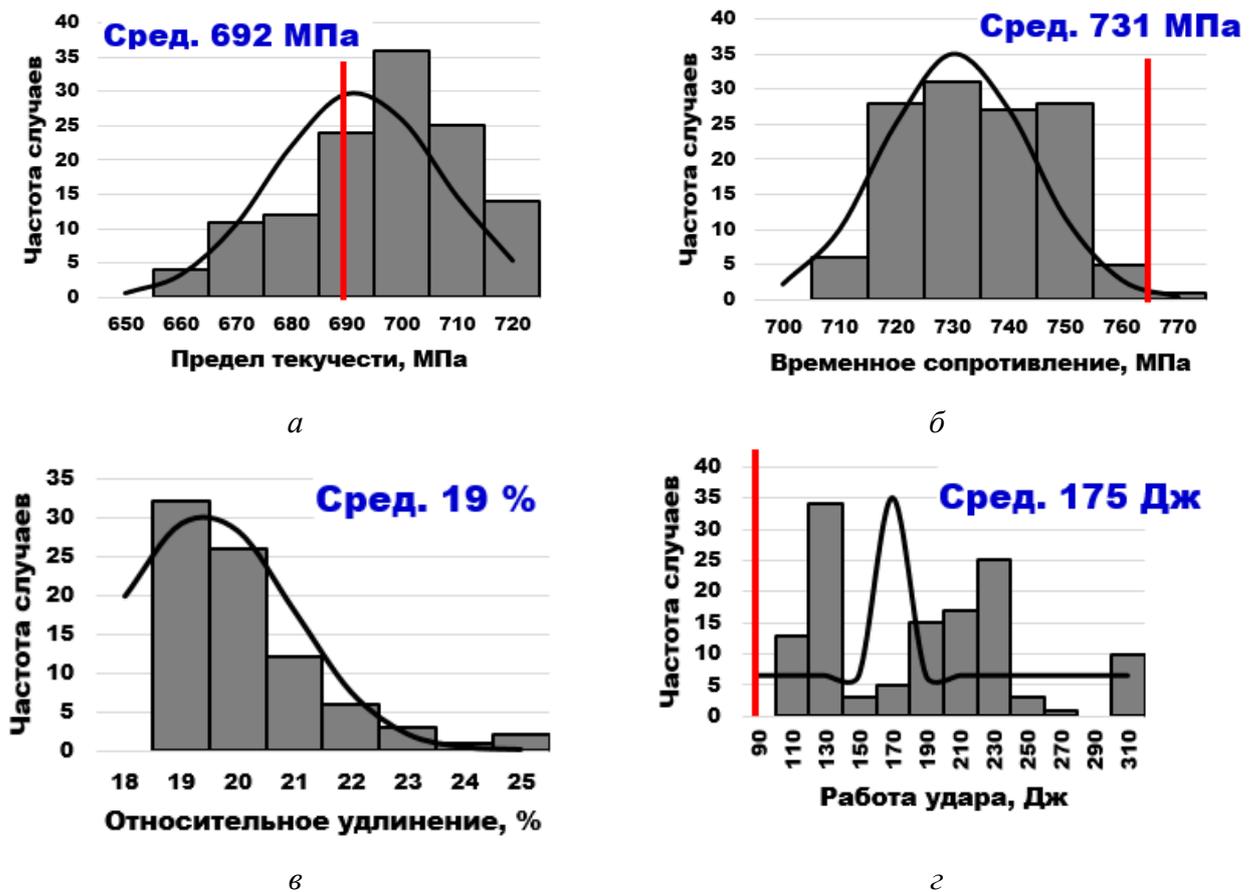


Рисунок 5.4.1 – Механические свойства листового проката толщиной 8 мм

Статистические данные свидетельствует об удовлетворительных результатах опробованной технологии. Следует отметить, что такая технология является экономичной только при производстве листов из слябов толщиной не более 250 мм. Для более крупных слябов толщиной 300-350 мм технология предполагает использование промежуточных подкатов, что снижает производительность технологического процесса и удорожает стоимость листового проката.

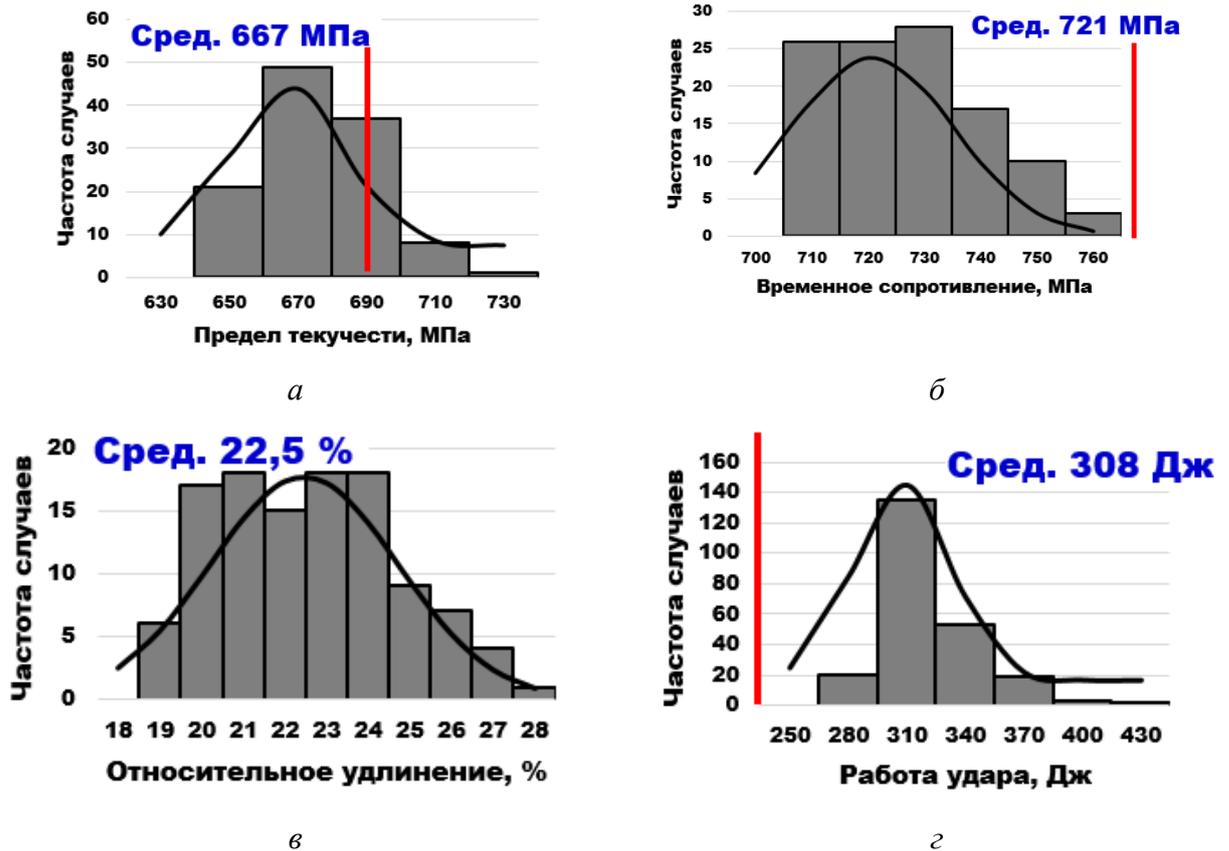


Рисунок 5.4.2 – Механические свойства листового проката толщиной 15 мм

## 5.5 Разработка методических указаний для имитационного моделирования

На основании проведенных исследований были разработаны методические указания по имитационному моделированию технологического процесса изготовления листового проката высокопрочной судостроительной стали на непрерывном стане горячей прокатки, включающие этапы моделирования на dilatометре с возможностью сжатия, пластометре «Gleeble 3800» и лабораторных станах горячей прокатки «Дуо-600» и «Кварто-800». В методических указаниях дан краткий обзор основных методов имитационного моделирования технологического процесса изготовления листового проката на непрерывном стане горячей прокатки для изучения формирования структуры и свойств низкоуглеродистых низколегированных и легированных судостроительных сталей после термомеханической обработки с ускоренным охлаждением, представлены рекомендации для назначения технологических параметров.

Методические указания предназначены для аспирантов и студентов, инженерно-технических работников, специализирующихся в области

материаловедения, внедрены в ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургском политехническом университете Петра Великого» (получен акт внедрения), Приложение 2.

### 5.6 Разработка рекомендаций для адаптации к промышленному производству листового проката толщиной 5-9,5 мм уровня прочности более 460 МПа

На основании проведенных исследований и результатов изготовления листового проката толщиной 5-9,5 мм были разработаны рекомендации для промышленного изготовления листового проката с гарантируемым пределом текучести более 460 МПа из стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ на непрерывных с использованием ТМО+УО, таблица 5.6.1.

Таблица 5.6.1 – Рекомендации для изготовления листового проката толщиной 5-9,5 мм проката с пределом текучести более 460 МПа

Уровень прочности	Толщина, мм	Схема деф. на черновой стадии	Темп. нагрева под прокатку, °С	Черновая стадия		Чистовая стадия		Скорость охлаждения, °С/с	Т <sub>к0</sub> , °С
				Т <sub>нп</sub> , °С	Т <sub>кп</sub> , °С	Т <sub>нп</sub> , °С	Т <sub>кп</sub> , °С		
<b>Сталь марки 07Г2НФБ</b>									
460	5	Возр.	1200±20	1100±10	1050±10	950±10	A <sub>r3</sub> + 190	15-17	550
500							A <sub>r3</sub> + 140	20-25	
550							A <sub>r3</sub> + 80	30	
620							A <sub>r3</sub> + 190		
690									
460	7		1200±20	1100±10	1050±10	950±10	A <sub>r3</sub> + 190	25	500
<b>Сталь марки 09ХН2МДБ</b>									
500	5	Возр.	1200±20	1100±10	1050±10	950±10	A <sub>r3</sub> + 190	15	550
550								20	
620								20-30	
690									
500	7	Возр.	1200±20	1100±10	1050±10	950±10	A <sub>r3</sub> + 140	20	550
550		A <sub>r3</sub> + 190							
620		Пост.					A <sub>r3</sub> + 240		
460	8-9	Возр.	1200±20	1100±10	1050±10	950±10	A <sub>r3</sub> - 10	25	550

Термодеформационную обработку на всех стадиях следует производить с обжатиями не менее 10 % для измельчения аустенитного зерна. Управление формированием заданной структуры помимо изменения схемы обжатий (применительно к конкретным станам непрерывной горячей прокатки в зависимости от числа клетей) и температуры окончания прокатки может осуществляться за счет изменения скорости охлаждения при смотке рулона и выбора иных схем микролегирования стали.

### **Выводы по 5 главе**

1. На основании проведенных исследований процессов структурообразования на дилатометре и пластометре «Gleeble-3800» были разработаны имитационные режимы для опытного опробования изготовления листового проката толщиной от 5 до 15 мм из стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ уровней прочности 460, 500, 550, 620 и 690 МПа применительно к станам «Дуо-600» и «Кварто-800».

2. Установлено, что после изготовления листового проката толщиной 5 мм из стали марки 07Г2НФБ на стане «Дуо-600» по предложенным режимам, включающим нагрев, термодеформационную обработку, ускоренное и замедленное охлаждение, формируется бейнитная структура, которая в зависимости от температуры конца прокатки позволяет получить материал уровня прочности 620 или 690 МПа с высокими показателями работы удара вплоть до температур минус 60 °С. Для получения листового проката толщиной 5 мм уровней прочности 460-550 МПа следует изменять скорость охлаждения и температуры конца прокатки. При увеличении толщины листового проката до 15 мм наблюдалось образование большого количества феррита и перлита, связанного с недостаточным легированием данной марки стали, что не позволяет сформировать необходимую структуру для достижения уровня прочности 460 МПа и более.

3. Благодаря использованию более легированной марки стали 09ХН2МДБ по сравнению с 07Г2НФБ после изготовления опытной партии листового проката толщиной 5 мм по предложенным режимам на стане «Кварто-800» в зависимости от скорости охлаждения был получен материал разного уровня прочности (500, 620,

690, а также 890 МПа) с высокими показателями работы удара до температур минус 60 °С на образцах, вырезанных как поперек, так и вдоль направления прокатки. Для листового проката толщиной 7 мм достигнут уровень прочности не выше 620 МПа.

4. Прокатка листового проката из стали марки 09ХН2МДБ в двухфазной области привела к формированию разнотермической ферритно-перлитно-бейнитной структуры и не позволила получить сталь уровня прочности более 460 МПа для листового проката толщиной 9 мм.

5. Установлено, что при изготовлении листового проката толщиной 15 мм из стали марки 09ХН2МДБ возможно получить материал уровня прочности 460 и 550 МПа в отличие от стали марки 07Г2НФБ. Однако формирование разнотермической структуры с крупными областями реечного бейнита (70-100 мкм) не позволяет достичь необходимую хладостойкость для листового проката толщиной 15 мм.

6. В связи с тем, что изготовление листового проката толщиной более 8-15 мм из стали уровня прочности более 500 МПа с высокими показателями работы удара затруднительно на непрерывном стане, то изготовление листового проката данного диапазона толщин было опробовано на стане «5000» по технологии термоулучшения. В результате были получены листовые прокаты из стали уровня прочности 690 МПа для толщин 8 мм и 620 МПа – для 15 мм с высокими показателями работы удара и показана принципиальная возможность изготовления такого сортамента.

7. Разработаны методические указания по имитационному моделированию технологического процесса изготовления листового проката высокопрочной судостроительной стали на непрерывном стане горячей прокатки (получен Акт внедрения, Приложение 2).

8. Разработаны рекомендации для адаптации к промышленному производству листового проката толщиной от 5 до 15 мм из стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ уровня прочности от 460 до 690 на непрерывных широкополосных станах горячей прокатки.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработаны научно-технологические основы производства листового проката толщиной 5-15 мм из высокопрочной хладостойкой марганцево-никелевой и хромниельмолибденовой стали с пределом текучести 460-690 МПа для морской техники.

1. Разработаны требования к листовому прокату толщиной 5-15 мм уровня прочности 460 – 690 МПа, изготавливаемому на непрерывном широкополосном стане горячей прокатки. Показано, что наряду со «стандартными» требованиями к механическим свойствам для листового проката толщиной 5-15 мм целесообразно определять работу (энергию) удара на образцах, вырезанных как поперек, так и вдоль направления прокатки, а для оценки технологичности в судокорпусном производстве – проводить испытания на излом и холодный изгиб полнотолщинных проб.

2. Показано, что за счет варьирования содержания легирующих (марганца, никеля и молибдена) и микролегирующих (ниобия или ванадия) элементами возможно получать сталь разного уровня прочности (460, 500, 550, 620 и 690 МПа) для листового проката толщиной 5-15 мм. Использование марганца в качестве основного легирующего элемента с комплексным микролегированием ниобием и ванадием позволяет формировать феритно-бейнитную или бейнитную структуру (в зависимости от скорости охлаждения) и получать сталь разного уровня прочности для листового проката толщиной от 5,0 до 7,5 мм. Увеличение содержания хрома, никеля, молибдена и уменьшение содержания марганца позволяет расширить спектр возможности получения листового проката с разным уровнем прочности до 15 мм.

3. Показано, что горячая пластическая деформация оказывает влияние на кинетику и скорость фазового превращения в стали композиций легирования 07ГНМДФ и 09ХН2МДБ(Ф): с увеличением скорости деформации от 0,01 до 10 с<sup>-1</sup> температуры начала и конца бейнитного превращения после охлаждения со скоростями 20-30 °С/сек повышаются на ~ 85 и 40 °С соответственно, возрастает доля превращенного аустенита в верхней области бейнитного интервала, что приводит к увеличению доли гранулярного бейнита в бейнитной структуре стали.

4. Установлено, что динамическая рекристаллизация не играет решающей роли в формировании аустенитного зерна при высокоскоростной деформации: пороговая деформация динамической рекристаллизации для стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ, которая протекает при температурах 1200 и 1150 °С при деформации со скоростью 1-10 с<sup>-1</sup>, составляет примерно 26-34 % и 30-33 % соответственно, что не реализуемо на первых трех проходах горячей прокатки на непрерывном стане (в реверсивной клетки) и не позволит обеспечить измельчение аустенитного зерна за счет ДР на высокотемпературной стадии прокатки.

5. В диапазоне скоростей охлаждения от 20 до 30 °С/сек, характерных для охлаждения листового проката толщиной от 5 до 15 мм в установке ускоренного охлаждения ламинарного типа, в стали марки 07Г2НФБ формируется преимущественно ферритно-бейнитная структура с различным соотношением структурных составляющих. В стали марки 09ХН2МД, микролегированной ниобием или ванадием, формируется бейнитная структура со смесью бейнита реечной и гранулярной морфологии в различных соотношениях. Микролегирование ниобием по сравнению с микролегированием ванадием стали марки 09ХН2МД способствует образованию большего количества гранулярного бейнита, вследствие большей скорости его образования в диапазоне температур 650-570 °С.

6. Разработаны технологические параметры изготовления листового проката толщиной 5-15 мм для получения хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 460, 500, 550, 620 и 690 МПа с заданной ферритно-бейнитной, бейнитной или бейнитно-мартенситной структурой с целью имитации прокатки на непрерывном стане и ускоренного охлаждения:

6.1. Обоснован выбор схем горячей пластической деформации в высокотемпературной области (возрастающей при снижении температуры конца деформации или с постоянными обжатиями с повышением температуры конца деформации), а также при ее завершении (с изменением температуры конца деформации) для стали марки 09ХН2МДБ, позволяющих за счет изменения соотношения структурных составляющих после ускоренного охлаждения варьировать прочностные характеристики листового проката.

6.2. Определены наиболее рациональные температуры конца ускоренного охлаждения листового проката и выявлено влияние скорости последующего

замедленного охлаждения после смотки рулона на структуру и твердость хромоникельмолибденовой стали: показано, что при снижении температуры конца охлаждения с 650-600 до 550-500 °С происходит измельчение структурных составляющих.

7. Разработаны методические указания по имитационному моделированию технологического процесса изготовления листового проката на непрерывном стане горячей прокатки (оформлен акт внедрения в учебном процессе СПбПУ), включающие этапы моделирования на дилатометре с возможностью сжатия, пластометре «Gleeble 3800» и прокатку на лабораторных станах горячей прокатки «Дуо-600» и «Кварто-800».

8. Изготовлена опытная партия листовых прокатов из стали марки 07Г2НФБ и показано, что из стали данного химического состава возможно получить материал уровня прочности 620 и 690 с высокими показателями работы удара в толщинах до 5 мм. При повышении толщины листового проката до 7-15 мм наблюдается понижение прочностных и вязких свойств материала, изготовленного из стали марки 07Г2НФБ, вследствие формирования разнотекстурированной ферритно-бейнитной структуры.

9. Изготовлена опытная партия листовых прокатов из стали марки 09ХН2МДБ толщиной 5, 7, 9 и 15 мм. Прокат толщиной 5 мм обладает уровнем прочности 500, 620 и 690 МПа, сохраняются высокие значения работы удара при температурах до минус 60 °С на образцах, вырезанных как вдоль, так и поперек направления прокатки. При повышении толщины листового проката до 7 мм достигается уровень прочности не выше 620 МПа, а для проката толщиной 9-15 мм – не выше 460-550 МПа. Изготовлена опытная партия листовых прокатов толщиной 8 и 15 мм на стане «5000» по технологии термоулучшения, и показано, что предложенная технология позволяет получить листовой прокат толщиной 8 мм уровня прочности 690 МПа, а толщиной 15 мм – 620 МПа.

10. Разработаны рекомендации для для адаптации к промышленному производству листового проката толщиной от 5 до 9,5 мм из стали марок 07Г2НФБ и 09ХН2МДБ уровня прочности от 460 до 690 на непрерывных широкополосных станах горячей прокатки.

**СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ**

1. Каталог продукции группы НЛМК. Плоский прокат. – 81 с.
2. Quend. High yield strength steel. NLMK Europe – Plate. – 16 с.
3. Высокопрочные стали: Powerhard, Powerweld, Powerform, Powerbase. – ПАО «Северсталь». – 54 с.
4. Каталог продукции: «Высокопрочные износостойкие, конструкционные и криогенные свариваемые стали». – ПАО «ММК». – 20 с.
5. Каталог продукции: «Красный октябрь». – 29 с.
6. Data sheet 2279 SSAB Domex 500MC, 2022-02-07. – 2 с.
7. Data sheet 2294 SSAB Domex 500MC Plus, 2023-02-03. – 2 с.
8. Data sheet 2327 SSAB Laser 500MC Plus, 2024-05-31. – 2 с.
9. Data sheet 2280 SSAB Domex 550MC, 2022-02-07. – 2 с.
10. Data sheet 2004ru Strenx 600MC D/E, 2017-04-20. – 2 с.
11. Data sheet 2005ru Strenx 650MC D/E, 2017-08-10. – 2 с.
12. Data sheet 2008en Strenx 700MC D/E, 2017-04-20. – 2 с.
13. Data sheet 2009ru Strenx 700MC Plus, 2022-11-17. – 2 с.
14. Data sheet 2021en Strenx 700 HR W, 2022-04-28. – 2 с.
15. Data sheet 202uk Strenx 700 OME, 2017-04-20. – 2 с.
16. Data sheet 2006en Strenx 700 E/F, 2019-05-13. – 2 с.
17. Data sheet 194,2en Armoх 370T Class 2, 2023-12-04. – 2 с.
18. Data sheet 2011 Strenx 900MC, 2017-04-20. – 2 с.
19. Data sheet 2012ru Strenx 900 Plus, 2023-09-06. – 2 с.
20. Data sheet 2010ru Strenx 900 E/F, 2021-01-20. – 2 с.
21. High strength cold forming hot-rolled steel. – Baosteel. – 16 с.
22. Каталог продукции «U.S. Steel Kosice».
23. EN 10149-2. Hot rolled flat products made of high yield strength steels for cold forming – Part 2: Technical delivery conditions for thermomechanically rolled steels. – British standard, 2013. – 13 p.
24. EN 10025-6. Hot rolled products of structural steels – Part 6: Technical delivery conditions for flat products of high yield strength structural steels in the quenched and tempered condition. – Slovenski standard, 2022. – 26 p.

25. EN 10028-6. Flat products made of steels for pressure purposes – Part 6: Weldable fine grain steels, quenched and tempered. – Slovenski standard, 2017. – 13 p.
26. Солнцев Ю. П. Хладостойкие стали и сплавы: Учебник для вузов / Ю.П. Солнцев. – Санкт-Петербург: ХИМИЗДАТ, 2024. – 476 с.
27. Карзов Г.П., Марголин Б.З., Швецова В.А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения – СПб: Политехника, 1993. – 391 с.
28. Крошкин А.А. Судостроительные корпусные стали. – Л.: Судпромгиз, 1957. – 342 с.
29. Механика разрушения. Быстрое разрушение / Пер. с англ. под ред. Р.В. Гольдштейна. – М.: Мир, 1981. – 254 с.
30. Комарова Т.В., Горшунов М.Г. Классификация и маркировка сплавов черных и цветных металлов: Методич. указания для практических занятий и лаб. работ / НГТУ. – Н. Новгород: 2000. – 31 с.
31. Хлусова Е.И. Фазовые превращения, структура и оценка упрочнения судостроительной стали нормальной, повышенной и высокой прочности / Вопросы материаловедения 2(38), 2004. – Санкт-Петербург. - С. 5–23.
32. Орыщенко А.С., Хлусова Е.И., Голосиенко С.А. Принципы легирования и требования к технологическим процессам производства высокопрочных корпусных сталей нового поколения / Вопросы материаловедения, 2(78). – Санкт-Петербург: 2014. – С. 9–26.
33. Хлусова Е.И., Сыч О.В., Орлов В.В. Хладостойкие стали. Структура, свойства, технологии / Физика металлов и металловедение, т. 122, № 6. – Москва: 2021. – С. 621-657.
34. Трефилов В.И. Роль типа межатомной связи при хрупком разрушении / Физическая природа хрупкого разрушения металлов. – Киев: Наука думка, 1965. – С. 22-54.
35. Саррак В.И., Энтин Р.И. О влиянии процессов взаимодействия дислокаций с атомами внедрения на хрупкое разрушение железа / Физическая природа хрупкого разрушения металлов. – Киев: Наука думка, 1965. – С. 120-124.
36. Капукий Ф.Н., Тикавый В.Ф. Пособие по химии для поступающих в вузы / Мн.: Выш. Школа, 1979. – 384 с.

37. Светличнов К.В. Формирование и исследование свойств материалов объектов трубопроводного транспорта: Лабораторный практикум / Самар. гос. техн. ун-т. – Самара, 2006. – 246 с.
38. НД № 2-020101-174. Правила классификации и постройки морских судов. Часть XIII. Материалы. – С-Пб.: Российский морской регист судоходства, 2024. – 389 с.
39. Hodgson P.H., Shokouhi A., Dehghan Manshadi A., Beladi H. Grain refinement through controlled thermomechanical processing / ISUGS 2005. Proceedings of on International Symposium on Ultrafine Grained Structures 2005 (Sanya, Hainan, China, November 8–10, 2005). p.p. 31–38.
40. Airaksinen K., Karjalainen L.P., Porter D., Pertula J. Recrystallization kinetic of microalloyed steels determined by two mechanical testing techniques // Microalloying in Steels. Proceedings of the International conference on “Microalloying in Steels” (Donostia–San Sebastian, Basque Country, Spain, 7– 9 September, 1998). p.p. 119–126.
41. Лившиц Л.С. Металловедение для сварщиков (сварка сталей). – М.: Машиностроение, 1979. – 253 с.
42. Лежнин Н.В. Исследование структуры выделений дисперсных фаз, механических свойств и критериев трещиностойкости сталей класса прочности К65 (Х80). [Текст]: дис. ... кан. тех. наук: 05.16.01: защищена 13.12.13 / Лежнин Никита Владимирович. – М., 2013. – 157 с.
43. Андреев А.К., Ермаков Б.С. Материалы для низкотемпературной техники: Учеб. пособие. СПб.: Университет ИТМО, 2016. 355 с.
44. Горобченко С.П., Гуляев Б.Б. Влияние легирующих элементов на хладостойкость сплавов / Литейное производство. – 1992. – № 4. – С. 7-9.
45. Лагнеборг Р. Роль ванадия в микролегированных сталях / Р. Лагнеборг, [и др.]. Екатеринбург: Государственный научный центр РФ «Уральский институт металлов», 2001. – 107 с.
46. Медь в черных металлах / Сборник статей. Под ред. И. Ле Мэя, Л.М.-Д. Шетки. Пер. с англ. И.Д. Марчуковой, А.Н. Штейнберга под ред. О.А. Банных. М.: Металлургия, 1988. 310 с.

47. Одесский П.Д., Смирнов Л.А. О применении ванадия и ниобия в микролегированных сталях для металлических конструкций // *Сталь*. 2005. – № 6. – С. 116–123.
48. Fernandez A.I., Uranga P., Lopez B., Rodrigues-Ibabe J.M. Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb–Ti microalloyed steels // *Mater. Sci. Eng. A*. 2003. V. 361. P. 367–376.
49. Сошина Т.В., Зисман А.А., Хлусова Е.И. Влияние микролегирования ниобием на рекристаллизационные процессы в аустените низкоуглеродистых легированных сталей // *Вопросы материаловедения*. 2013. № 1(73). С. 31–36.
50. Горбачев И.И., Пасынков А.Ю., Попов В.В. Моделирование размера аустенитного зерна микролегированных сталей на основе моделирования эволюции карбонитридных выделений // *ФММ*. 2015. Т. 116. № 11. С. 1184–1191.
51. Горбачев И.И., Пасынков А.Ю., Попов В.В. Моделирование эволюции карбонитридных частиц сложного состава при горячей деформации низколегированной стали // *ФММ*. 2018. Т.119. С. 817–826.
52. Fernandez A.I., Ablad R., Lopez B., Rodrigues-Ibabe J.M. Effect of course  $\gamma$  grain size on the dynamic and static recrystallization during hot working in microalloyed Nb and Nb–Ti steels // *Microalloying in Steels. Proceedings of the International conference on “Microalloying in Steels” (Donostia–San Sebastian, Basque Country, Spain, 7–9 September, 1998)*. p.p. 135–142.
53. Лахтин Ю.М и Коган Я.Д. Новые стали и сплавы в машиностроении. – М., «Машиностроение». – 1976. – 223 с.
54. Palmiere E.J., Garcia C.I., De Ardo A.J. Influence of processing conditions and alloy on the static recrystallization of microalloyed austenite // *Microalloying in Steels. Proceedings of the International conference on “Microalloying in Steels” (Donostia–San Sebastian, Basque Country, Spain, 7–9 September, 1998)*. – p.p. 151–158.
55. Ablad R., Lopez B., Gutierrez I. Combined effect of Nb and Ti on the recrystallisation behaviour of some HSLA steels // *Microalloying in Steels. Proceedings of the International conference on “Microalloying in Steels” (Donostia–San Sebastian, Basque Country, Spain, 7–9 September, 1998)*. – p.p. 167–176.
56. Горицкий В.М., Гусева И.А., Лушкин М.А., Шнейдеров Г.Р. Сравнение коэффициентов анизотропии ударной вязкости на образцах Шарпи

конструкционных сталей, изготовленных по Евронормам и стандартам России // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2013. – Т. 79. – № 10. – С. 78–83.

57. Диссертация Мунтина А.В. Разработка технологии прокатки толстого листа с заданными свойствами из трубных марок стали на стане 5000

58. Пат. 2393933 Российская Федерация, МПК В21В 1/26. Способ производства рулонов горячекатаной полосы трубных марок стали [Электронный ресурс] / Денисов С.В., Смирнов П.Н., Голубчик Э.М., Торохтий В.П.; ОАО «ММК». – 2008147466/02; заявл. 01.12.2008; опубл. 10.07.2010. – Электрон. Версия печ. публ. – Доступ с сайта ФГУ ФИПС.

59. Пат. 2476278 Российская Федерация, МПК В21В 1/26. Способ производства горячекатаной широкополосной стали [Электронный ресурс] / Шубин И.Г., Румянцев М.И., Хаирова А.Ф., Ветренко А.Г., Горбунов А.В., Молостов М.А., Галкин В.В., Казаков И.В., Казаков О.В., Кузнецов А.В.; ПАО «ММК». – 2011110503/02; заявл. 18.03.2011; опубл. 27.09.2012. – Электрон. Версия печ. публ. – Доступ с сайта ФГУ ФИПС.

60. Пат. 2786281 Российская Федерация, МПК С21D 8/02, С22С 38/54 С22С 38/50, В21С 37/02; СПК С21D 8/0205, С21D 8/0226, С22С 38/54, С22С 38/50, В21С 37/02. Способ производства стального проката для изготовления гибких труб для колтюбинга (варианты) [Электронный ресурс] / Барабошкин К.А., Рыбин Д.А., Глухов П.А.; ПАО «Северсталь». – 2022103356; заявл. 10.02.2022; опубл. 19.12.2022. – Электрон. Версия печ. публ. – Доступ с сайта ФГУ ФИПС.

61. Пат. 2281818 Российская Федерация, МПК В21В 1/26, С21D 8/02. Способ производства полос из хромомарганцеванадиевой стали [Электронный ресурс] / Скорохватов Н.Б., Ламухин А.М., Голованов А.В., Филатов Н.В., Попов Е.С., Росляков Е.Н., Трайно А.И.; ОАО «Северсталь». – 2004139162/02; заявл. 31.12.2004; опубл. 20.08.2006. – Электрон. Версия печ. публ. – Доступ с сайта ФГУ ФИПС.

62. Пат. 2810463 Российская Федерация, МПК С21D 8/04, С21D 9/46, С22С 38/42, С22С 38/44, С22С 38/46, С22С 38/48, С22С 38/54, С22С 38/58; СПК С21D 8/04, С21D 9/46, С22С 38/42, С22С 38/44, С22С 38/46, С22С 38/48, С22С 38/54, С22С 38/58. Способ производства высокопрочного горячекатаного проката [Электронный ресурс] / Ящук С.В., Быков А.В., Семенов К.С.; ПАО «Северсталь». – 2023120517;

заявл. 04.08.2023; опубл. 27.12.2023. – Электрон. Версия печ. публ. – Доступ с сайта ФГУ ФИПС.

63. Пат. 2820583 Российская Федерация, МПК С21D 8/02, С22С 38/50, С22С 38/42; СПК С21D 8/0205, С21D 8/0226, С22С 38/50, С22С38/42. Способ производства горячекатаного хладостойкого рулонного проката, устойчивого к атмосферной коррозии [Электронный ресурс] / Полецков П.П., Кузнецова А.С., Алексеев Д.Ю., Емалеева Д.Г., Гулин А.Е., Картунов А.Д., Денисов С.В., Казаков А.С., Брайчев Е.В., Стеканов П.А.; ПАО «ММК». – 2023132473; заявл. 04.12.2023; опубл. 05.06.2024. – Электрон. Версия печ. публ. – Доступ с сайта ФГУ ФИПС.

64. Полецков П.П., Алексеев Д.Ю., Кузнецов А.С., Гулин А.Е., Емалеева Д.Г. Исследование влияния режимов ускоренного охлаждения на структурообразование и свойств рулонного проката / Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – Т.20, № 2. – 2022. – С. 91-97.

65. Полецков П.П., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Алексеева Д.Ю., Гулин А.Е., Куприянова О.А. Исследование технологических режимов производства стального проката для гибких насосно-компрессорных труб /

66. Patra, P., Sam, S., Singhai, M., and Kant, N. Study on the Production of Ultra High Strength Steel (UHSS) in Thin Slab Caster // SAE Technical Paper 2014-28-0027, 2014, doi: 10.4271/2014-28-0027.

67. Ma, Bing. A Study of Processing, Microstructure and Mechanical Properties of Ultra-High Strength Microalloyed Steel Hot Band Coils for Automotive Applications. – 2017. – P. 170.

68. Lieven BRACKE and Wei XU. Effect of the Cr content and coiling temperature on the properties of hot rolled high strength lower bainitic steel // ISIJ International, Vol. 55 (2015), № 10, pp. 2206–2211.

69. V.S.A. Challa, R.D.K. Misra, R. O'Malley, S.G. Jansto. The Effect of Coiling Temperature on the Mechanical Properties of Ultrahigh-Strength 700 MPa Grade Processed via Thin-Slab Casting / AISTech 2014 Proceedings. – Pp. 2987-2997.

70. S. Oktay, P.E. Di Nunzio, M.C. Cesile, K. Davut, M.K. Şeşen. Effect of coiling temperature on the structure and properties of thermo-mechanically rolled S700MC steel / J. Min. Metall. Sect. B-Metall № 58 (3). – 2022. - Pp. 475 – 489.

71. Zhengtuan Li, Chunjing Wu, and Heli Wan. Microstructure Evolution and Work Hardening Behavior of Hot-Rolled DP780 Ferrite/Bainite Dual-Phase Steel / *Advances in Materials Science and Engineering*. – 2023. – Pp. 1-7.

72. Graux A., Cazottes S., Castro D.D., San-Martín D., Capdevila C., Cabrera J.M.; Molas S., Schreiber S., Mirković D., Danoix F. Design and Development of Complex Phase Steels with Improved Combination of Strength and Stretch-Flangeability / *Metals* № 10. – 2020. P. 824.

73. M. Abhisek, G. Abhijit, C. Debalay and D. Claire Effect of coiling temperature on impact toughness of hot rolled ultra-high-strength multiphase steel strips / *Materials Science and Engineering: A*. - Volume 824. – 2021. - Pp. 1-38.

74. Seyed Reza Jafarpour Rezaei, Charles W. Siyasiya, Zheng-hua Tang, Joseph Moema. The influence of final coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of high Ti-V HSLA steels / *MATEC Web Conf. Volume 370*. – 2022. – Pp. 1-9.

75. Luciano Santos Marques, Túlio Magno Fuzessy de Melo, Vicente Tadeu Lopes Bueno. Effect of coiling temperature on the mechanical properties of hot rolled multi phase 800 MPa steel / *Technical contribution to the 11<sup>th</sup> International Rolling Conference, part of the ABM Week 2019*. – October 1<sup>st</sup>-3<sup>rd</sup>, 2019. – São Paulo, SP, Brazil.

76. Maetz, J.-Y., Militzer, M., Chen, Y. W., Yang, J.-R., Goo, N. H., Kim, S. J., Jian, B., & Mohrbacher, H. Modeling of Precipitation Hardening during Coiling of Nb–Mo Steels / *Metals*, 8(10). – 2-18. – Pp. 758.

77. Facco, Giovanni Giuseppe. Effect of cooling rate and coiling temperature on the final microstructure of hsla steels after hsm and/or laboratory tmp processing / *Master's Thesis, University of Pittsburgh*. – 2009. – Pp. 86.

78. T. Siwecki, J. Eliasson, R. Lagneborg and B. Hutchinson. Vanadium Microalloyed Bainitic Hot Strip Steels / *ISIJ International*, Vol. 50, No. 5. – 2010. – Pp. 760–767.

79. Инструкция по эксплуатации. Эксплуатация оборудования насосной станции «грязного» оборотного цикла водоснабжения стана «2000» г.п.: ЭИ-ЭЦ-3-01-2008: утвержден ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат». – Магнитогорск. – 2008. – 53 с.

80. Маннанов А.И. Выпускная квалификационная работа. Разработка технологии прокатки листов на современных станах горячей прокатки. – Челябинск, 2016. – 39 с.
81. Машеков С.А. Учебно-методический комплекс по дисциплине «Процессы обработки металлов» / для студентов КазНТУ имени К.И.Сатпаева по специальности 050709. – «Металлургия». – Алматы: КазНТУ, 2011. – с.
82. Электронный ресурс: ПАО «Северсталь» – <https://severstal.com/rus/?ysclid=mcjaw0y06a542193311/>.
83. Лукин С. В. Режим нагрева и термостатирования слябов в печи при горячем посаде / Metallurg. – 2018. – № 7. – С. 54–58.
84. Бельский С.М. Литейно-прокатный агрегат-сумма технологий производства тонких стальных полос [Текст]: монография / С. М. Бельский, И. П. Мазур, Ю. А. Мухин; Министерство образования и науки Российской Федерации, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Липецкий государственный технический университет". – Липецк: Липецкий гос. технический ун-т. – Ч. 1. – 2016. – 168 с.
85. Электронный ресурс: ПАО «НЛМК» – <https://nlmk.com/ru/>.
86. Электронный ресурс: Производственный процесс ПАО «ММК» – <https://mmk.ru/ru/>.
87. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Metallurgiya, 1983.-480с.
88. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Metallurgiya, 1977.-432с.
89. Смирнов М.А., Петрова С.Н., Смирнов Л.В. Высокотемпературная термомеханическая обработка и хрупкость сталей и сплавов. М.: Наука, 1991, 168 с.
90. Коджаспиров Г.Е., Рудской А.И, Рыбин В.В. Физические основы и ресурсосберегающие технологии изготовления изделий пластическим деформированием. С.Петербург, Наука, 2007, 350 с.
91. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали – М.: Metallurgizdat, 2012.-696 с.
92. Степанов П.П., Мунтин А.В., Эфрон Л.И., Кудашов Д.В., Червонный А.В. Современные технологии производства плоского проката из

низкоуглеродистых микролегированных сталей. Монография. М: Metallurgizdat, 2024. – 456 с.

93. Li, J.C.M. Possibility of Subgrain Rotation during Recrystallization / J.C.M. Li // J. Appl. Phys. — 1962. — Vol. 33, No 10. — Pp. 2958–2965.

94. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик. — М.: Metallurgiya, 1978. — 568 с.

95. Грабский, М.В. Структура границ зерен в металлах / М.В. Грабский; пер. с польского. — М.: Metallurgiya, 1972. — 160 с.

96. Мак Лин. Д. Границы зерен в металлах. — М.: Metallurgizdat. — 1960. — 322 с.

97. Кукареко В.А., Гацуро В.М., Григорчик А.Н. и Чичин А.Н. Математическое моделирование и механизм укрупнения аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве легированных конструкционных сталей / Механика машин, механизмов и материалов, № 3(48). — 2019. С. 58-68.

98. Электронный ресурс: Metallovedenie legirovannykh staley i spлавov и их эксплуатационные свойства — <https://studizba.com/lectures/inzhenerija/metallovedenie-legirovannyh-stalej-i-splavov-i-ih-jekspluatacionnye-svoystva/>.

99. Козловский, А.Э. Термическая обработка углеродистых сталей: учебное пособие / А.Э. Козловский, М.Ю. Колобов; Иван. гос. хим.-технол. ун-т. — Иваново, 2017. — 144 с.

100. Картонова, Л. В. Основы материаловедения металлических и неметаллических веществ: учеб. пособие / Л. В. Картонова, В. А. Кечин; Владим. гос. ун-т им. А. Г. и Н. Г. Столетовых. — Владимир: Изд-во ВлГУ, 2014. — 176 с.

101. А. К. Вершина, Н. А. Свидунович, Д. В. Куис. Состав, структура, свойства сплавов на основе железа. Лабораторный практикум по курсу «Материаловедение и технология конструкционных материалов» для студентов химических и технологических специальностей. Белорус. гос. тех. ун-т. — Минск. — 2009. — 92 с.

102. Электронный ресурс: Влияние легирующих сталь элементов на величину зерна и склонность его к росту при нагревании —

<https://www.stainless.by/vliyanie-legiruyuschih-stal-elementov-na-velichinu-zerna-i-sklonnost-ego-k-rostu-pri-nagrevanii>.

103. Йулдашалиев О. Х. угли, Жураева Г. Р., Абдукаххаров З. и Кабулов М.Э. Влияние добавок легирующих элементов к росту аустенитного зерна при нагреве материалов деталей сельскохозяйственных машин / Science Time. – С. 196-201.

104. Физико-химические основы материаловедения / Г. Готтштайн; пер. с англ. К. Н. Золотовой, Д. О. Чаркина под ред. В. П. Зломанова. — М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2009. — 400 с.

105. Металловедение и термическая обработка стали: Справ. Изд. – 3-е изд., перераб. И доп. В 3-х т. Т. II. Основы термической обработки / Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. М.: Металлургия, 1983. – 368 с.

106. Соколов С.Ф. Исследование и моделирование эволюции микроструктуры и сопротивления деформации сталей при горячей обработке давлением. [Текст]: дис. ... кан. тех. наук: 05.16.01 и 05.16.05: защищена 21.02.13 / Соколов Семен Федорович. – СПб., 2013. – 216 с.

107. Pereda B., Fernandez A.I., Lopez B., Rodriguez J.M. Effect of Mo on Dynamic Recrystallization Behavior of Nb-Mo Microalloyed Steels // ISIJ Int. - 2007. - V. 47. - №6. - P. 860-868.

108. Литвинов, В. С. Физика металлов. Рекристаллизация металлов и сплавов : учебное пособие для вузов / В. С. Литвинов, С. В. Гриб ; под научной редакцией А. А. Попова. — Москва: Издательство Юрайт, 2022. — 85 с.

109. Кондратьев Н.С., Трусов П.В. Механизмы образования зародышей рекристаллизации в металлах при термомеханической обработке // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. - 2016. - №4. - С. 151-174.

110. Беляков А.Н. Динамическая и статическая рекристаллизация в металлических материалах, подвергнутых большим пластическим деформациям. [Текст]: дис. ... док. ф-м. наук: 01.04.07 / Беляков Андрей Николаевич. – Москва., 2013. – 265 с.

111. Shkatov V. and Mazur I. Modeling the Dynamic Recrystallization and Flow Curves Using the Kinetics of Static Recrystallization / Materials 2019, 12. – С. 1-10.

112. Новосколыцев Н.С. Исследование кинетики динамической и статической рекристаллизации при скоростях деформации горячей прокатки и штамповки новой среднеуглеродистой среднелегированной стали. – С. 145-148.
113. Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин, Н.М. Рыжов, В.И. Силаева. Материаловедение: Учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др.; Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. – 7-е изд., стереотип. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 648 с.: ил.
114. Рыбин В.В. Высокопрочные свариваемые улучшаемые стали / В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. – 212 с.
115. Л.М. Клейнер, Д.М. Ларинин, Л.В. Спивак, А.А. Шацов. Фазовые и структурные превращения в низкоуглеродистых мартенситных сталях // Физика металлов и материаловедение, 2009, том 108, № 2. – С. 161-168.
116. Основы материаловедения. Конструкционные материалы: учебное пособие / Ж.Г. Ковалевская, В.П. Безбородов. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2009. – 110 с.
117. I. Dey, S.K. Ghosh and R. Saha. Effects of cooling rate and strain rate on phase transformation, microstructure and mechanical behaviour of thermomechanically processed pearlitic steel / Materials research and technology, № 8(3). – 2019. – P. 2685-2698.
118. G. Sun and Z. Ding. Effects of heating rate and strain rate on phase transformation in micro-grinding / EPJ Web of Conferences, № 224. – 2019. – P. 1-5.
119. Гуляев А. П. Металловедение. Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. - 544 с.
120. Кан, Р. У., Хаазен, П. (Ред.). Физическое материаловедение (в 3-х т.). Т. 2: Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами. Пер. с англ. под ред. О.В. Абрамова, Ч.В. Копецкого, А.В. Серебрякова. – М.: Металлургия, 1987. – 623 с.
121. Л. М. Капуткина и др. Влияние условий охлаждения рулонов на неравномерность структуры и механических свойств горячекатаных высокопрочных автолистовых сталей / Л. М. Капуткина, А. В. Мармулев, Е. И. Поляк, Г. Эрман // Металловедение и термическая обработка металлов. – № 12 (690), 2012. - С. 14-18.

122. Л.М. Капуткина и др. Исследование формирования неравномерности структуры и свойств в горячекатаной рулонной высокопрочной низкоуглеродистой стали / Л.М. Капуткина, А.В. Мармулев, И.В. Щетинин, Г. Эрман и Е.И. Поляк // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, №9. – 2013. – С. 43-47.

123. В.В. Чащин и др. Регулируемое охлаждение полосы в рулоне – ответственный этап формирования тонкой структуры стали / В.В. Чащин, А.В. Куклев, Е.С. Попов и Е.С. Славов // Сталь, №3. – 2007. – С. 79-82.

124. В.В. Чащин. Технология регулируемого охлаждения рулонов на транспортном конвейере полосового стана горячей прокатки / Сталь, №6. – 2018. – С. 27-31.

125. Ю.В. Липухин, В. В. Чащин, А. Ф. Пименов и др. Стабилизация механических свойств горячекатаных полос по длине путем совершенствования условий их охлаждения в рулонах / Черная металлургия: Бюл. НТИ. 1983. № 5. С. 44-45.

126. Chen S.C., Huang C.Y., Wang Y.T., Huang C.Y., Yen H.W. Role of the crystallographic texture in anisotropic mechanical properties of a newly-developed hot-rolled TRIP steel / Materials Science and Engineering: A, Volume 790. – 2020. – 139683.

127. Chen, C.J., Su, M.N., Wang, Y.H., Zhu, R.H. Experimental investigation on anisotropic fatigue crack growth characteristics of Q420C steel / Theoretical and Applied Fracture Mechanics, Volume 124. – April, 2023. – 103815.

128. Горицкий В.М., Шнейдеров Г.Р., Горицкий О.В. Влияние анизотропии ударной вязкости на характеристики сопротивления хрупкому разрушению высокопрочных сталей, подвергнутых термомеханической обработке / Металлург, № 5. – 2020. С. 42-49.

129. Болобанова, Н.Л. Совершенствование технологии производства стального листового проката на основе повышения эффективности его формообразования. [Текст]: дис. ... дис. тех. наук: 2.6.4: защищена 15.02.24 / Болобанова Наталия Леонидовна. – М., 2023. – 299 с.

130. Максимов Е.А., Шаталов Р.Л., Босхамджиев Н.Ш. Производство планшетных полос при прокатке. – М.: Теплотехник, 2008. – 336 с.

131. Салганик В.М., Полецков П.П., Кухта Ю.Б. Алгоритмы и программный продукт «Профиль 2500» для прогнозирования и оценки профиля, плоскостности

горячекатаных полос и состояния опорных валков стана 2500 горячей прокатки // Известия вузов. Черная металлургия. – 2008. – № 7. – С. 50–54.

132. Салганик В.М., Полецков П.П., Кухта Ю.Б., Егорова Л.Г. Управление качеством горячекатаного проката по профилю и плоскостности на базе использования автоматизированной системы // Вестник МГТУ (Магнитогорск). – 2010. – № 1. – С. 59–62.

133. Бельский С.М. Совершенствование технологий формообразования полос и листов на основе развития теории симметричной и асимметричной горячей прокатки: автореферат дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.05. – Институт Цветметобработки. – Москва, 2009. – 36 с.

134. Химич Г.Л., Третьяков А.В., Грачев А.В. Электрогидравлические системы для регулирования профиля и формы полосы на станах холодной прокатки // Сталь, № 1. – 1971. – С. 38-42.

135. Bald W, Beisemann G, Feldmann H, Schuttes T. CVC. Continuously variable crown rolling // Iron Steel Engineer. – 1987. – No. 3. – P. 32–41.

136. Франтов И.И. Методика и оборудование для исследования кинетики фазовых превращений аустенита / И.И. Франтов, И.Ю. Уткин, А.С. Кириченко // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2018. – №3. – С. 101-104.

137. Применение имитационного моделирования для оценки характеристик изотермического превращения аустенита в сталях / Ю.В. Юдин [и др.] // Сталь. – 2018. - №10. – С. 58-63.

138. Юдин Ю. В. Использование логистической функции для описания изотермического бейнитного превращения в конструкционных сталях / Ю.В. Юдин, М.В. Майсурадзе, А. А. Куклина // Сталь. 2017. - № 3. - С. 52 — 56.

139. Накорнеева Т.Д., Теплоухов О.Ю., Плеханов В.И. Микроскопический метод исследования металлов и сплавов. Методические указания к лабораторной работе по дисциплине «Материаловедение» и «Теория строения металлов» для студентов всех специальностей. Тюмень, 2002. – 19 с.

140. Петров С.Н., Пташник А.В. Экспресс-метод определения границ бывшего аустенитного зерна в сталях бейнитно-мартенситного класса на основе картирования кристаллографических ориентировок превращенной структуры // МиТОМ. – 2019. – № 5.

141. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением / В.В. Рыбин [и др.] // Вопросы материаловедения. - 2007. - № 4(52). - С. 329-340.
142. Зисман А.А. Выявление бывших аустенитных зерен и анализа кинетики метадинамической рекристаллизации аустенита низкоуглеродистой стали в условиях горячей прокатки / А.А. Зисман, Т.В. Сошина, Е.И. Хлусова // Письма о материалах. – 2012. – т.2. – С. 3-8.
143. Peng Lan1/ Heat Transfer and Solidification Microstructure Evolution of Continuously Cast Steel by Non-Steady Physical Simulation / Lan1 Peng [et al.] // Met. Mater. Int. – 2017. – Vol. 23. – №. 3. – P. 568-575.
144. Taylor A.S., Cizek P., Hodgson P.D. Comparison of 304 stainless steel and Ni-30 wt.% Fe as potential model alloys to study the behavior of austenite during thermomechanical processing // ActaMaterialia. - 2011. - № 59. – P. 5832-5844.
145. Fernandez A.I., Uranga P., Lopez B., Rodrigues-Ibabe J.M. Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb-Ti microalloyed steels // Materials Science and Engineering. – 2003. – A 361. – P. 367-376.
146. J. Kong and C. Xie. Effect of molybdenum on continuous cooling bainite transformation of low-carbon microalloyed steel / Materials and Design. – Volume 27. – Issue 10. – 2006. – p. 1169-1173.
147. T. Suzuki, Y. Ono, G. Miyamoto and T. Furuvara. Effects of Si and Cr on bainite microstructure of medium carbon steels / ISIJ International. – Volume 50. – Issue 10. – 2010. – p. 1476-1482.
148. S.J. Kim, C. G. Lee, T.H. Lee and S. Lee. Effects of coiling temperature on microstructure and mechanical properties of high-strength hot-rolled steel plates containing Cu, Cr and Ni / ISIJ International. – Volume 40. – May, 2000. – p. 692-698.
149. V.S.A. Challa, W.H. Zhou, R.D.K. Misra, R.O'Malley, S.G. Jansto. The effect of coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of a niobium–titanium microalloyed steel processed via thin slab casting / Materials Science and Engineering: A. – № 595. – 2014. – p. 143-153.

150. V.S.A. Challa, R.D.K. Misra, R. O'Malley, S.G. Jansto. The Effect of Coiling Temperature on the Mechanical Properties of Ultrahigh-Strength 700 MPa Grade Processed via Thin-Slab Casting / AISTech 2014 Proceedings. – p. 2987-2997.
151. N. Bernier, L. Bracke, L. Malet and S. Godet. Crystallographic reconstruction study of the effects of finish rolling temperature on the variant selection during bainite transformation in C-Mn high-strength steels / Metallurgical and Materials Transactions: A. – № 45. – September, 2014. – p. 5937-5955.
152. H. J. Jun, J. S. Kang, D. H. Seo, K. B. Kang and C. G. Park. Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels / Materials Science and Engineering: A. – Volume 422. – April, 2006. – p. 157-162.
153. N. Isasti, d. Jorge-badiola, m. L. Taheri, and p. Uranga. Phase Transformation Study in Nb-Mo Microalloyed Steels Using Dilatometry and EBSD Quantification / Metallurgical and materials transactions. – volume 44A. – August, 2013. – p. 3552-3563.
154. С. В. Коротовская и др. Влияние параметров пластической деформации на формирование ультрамелкозернистой структуры в низколегированных бейнитных сталях / С. В. Коротовская, Е.В. Нестерова, В.В. Орлов и Е.И. Хлусова // Вопросы материаловедения, № 1 (56). – 2011. – Санкт-Петербург. – С. 100-109.
155. R. D. K. Misra, H. Nathani, J.E. Hartmann, F. Siciliano. Microstructural evolution in a new 770 MPa hot rolled Nb–Ti microalloyed steel / Materials Science and Engineering: A. – № 394. – 2005. – p. 339-352.
156. «Правила классификации и постройки морских судов (часть XIII)» Российского Морского Регистра Судоходства. – СПб. – 2024.
157. ГОСТ Р 52927-2023. Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности. Технические условия. – М.: Российский институт стандартов. – 2023. – С. 130.
158. Сахин С.И. Природа волокнистого и кристаллического излома высокоотпущенной стали / Сталь, 1945, №9. – С. 315-323.
159. Горынин И.В., Легостаев Ю.Л., Грищенко Л.В., Малышевский В.А. Высокопрочные стали для корпусов судов, морских сооружений и глубоководной техники / Прогрессивные материалы и технологии. – 1996. – № 2. – С. 23-24.

160. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Мальцева А.Н., Мушина О.В. Влияние ферритно-бейнитной структуры на свойства высокопрочной трубной стали / *Металлург.* – № 1. – 2012. – С. 55-62.

161. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Боряков А.Н., Дементьева Н.В., Крайнов В.И. Влияние горячей пластической деформации на свойства низкоуглеродистой стали с феррито-бейнитной структурой / *Вестник южно-уральского государственного университета. Серия: металлургия.* – 36 (169). – 2009. – С. 41-45.

162. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Круглова А.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В. Особенности структуры бейнита в низкоуглеродистых свариваемых сталях после термомеханической обработки / *Вопросы материаловедения.* – 3 (59). – 2009. – С. 26-38.

163. Воробьева Е.П., Гервасьев М.А., Кансафарова Т.А. Благоприятное влияние бейнитной составляющей на прочность и вязкость улучшаемых конструкционных сталей / *Прочность неоднородных структур. Материалы 1-ой Евразийской научно-практической конференции.* – 2002. – С. 181.

164. С. В. Коротовская, В. В. Орлов, Е. И. Хлусова. Управление процессами структурообразования при термомеханической обработке судостроительных и трубных сталей унифицированного химического состава / *Металлург.* – 2014. – № 5. – С. 71-78.

165. Пышминцев, Игорь Юрьевич. Структура и свойства сталей для магистральных трубопроводов: научное издание / И. Ю. Пышминцев, М. А. Смирнов. — Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2019. — 240 с. : ил., табл., цв. ил.: 21 см.; ISBN 978-5-8295-0659-9.

166. А.А. Круглова, В.В. Орлов, Е.И. Хлусова. Влияние горячей пластической деформации в аустенитной области на формирование структуры низколегированной низкоуглеродистой стали / *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 12 (630). – 2007. – С. 8-12.

167. Л.С. Васильев, И.Л. Ламаев. Механизмы ускорения процессов диффузии при деформировании нанокристаллических структур металлов и сплавов // *«Химическая физика и мезоскопия»* том 10, №3, 2008. – Ижевск. – С. 325-331.

168. В.Н. Урцев и др. Кинетические закономерности образования перлита из аустенита, подвергнутого деформации / В.Н. Урцев, К.Ю. Окишев, Д.А. Мирзаев, В.Н. Дегтярев и И.Л. Яковлева // Вестник ЮУрГУ, № 10. – 2006. – С. 90-95.
169. С.В. Коротовская, О.В. Сыч, Н.С. Новоскольцев и Е.И. Хлусова. Влияние микролегирования на особенности структурообразующих процессов при горячей пластической деформации в ферритно-бейнитных сталях / Тяжелое машиностроение. – 4. – 2024. – С. 6-15.
170. А.Ю. Калетин, А.Г. Рыжков, Ю.В. Калетина. Повышение ударной вязкости конструкционных сталей при образовании бескарбидного бейнита / Физика металлов и металловедение, том 116, № 1. – 2015. – С. 114-120.
171. Сошина Т.В., Зисман А.А., Хлусова Е.И. Влияние микролегирования ниобием на рекристаллизационные процессы в аустените низкоуглеродистых легированных сталей / Вопросы материаловедения. – №1 (73). – 2013. – С. 31-36.
172. Кондратьев Н.А. Влияние микролегирования и условий горячей деформации на структуру бейнитной стали при имитации охлаждения листов небольших толщин / Сборник тезисов XX конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии». – 2023. – Санкт-Петербург.
173. Кондратьев Н.А. Взаимосвязь микроструктуры и механических свойств листового проката из хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 420 МПа с термомеханическими параметрами термомеханической обработки / Кондратьев Н.А. // Двадцать шестая Санкт-Петербургская Ассамблея молодых ученых и специалистов: Сборник тезисов – СПб.: Изд-во СПбГУПТД, 2023. – 234 с.
174. Кондратьев Н.А., Хлусова Е.И., Анисимов Д.М., Боровская О.Д. Выбор параметров высокоскоростной термомеханической обработки Cr-Ni-Mo стали на основании имитационного моделирования / Вопросы материаловедения, № 1(117). – Санкт-Петербург. – 2024. – С. 5-19.
175. В.В. Чащин, В.Н. Хлопонин, В.А. Пешков и др. Улучшение качества горячекатаных полос регулируемым охлаждением рулонов / Сталь, № 3. – 1990. – С. 77-81.
176. М.Р. Орлов и др. Исследование влияние пластической деформации стали 20Х3МВФ со структурой феррита на механические свойства и характер

разрушения / М.Р. Орлов, А.М. Терехин, Л.В. Морозова, П.Л. Журавлева и С.А. Наприенко // Авиационные материалы и технологии, № S4. – 2014. – 118-124.

177. Кондратьев Н.А. Разработка научно-обоснованных решений для создания технологии изготовления листового проката толщиной 5-9 мм из высокопрочной хладостойкой стали / Сборник тезисов XXII конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии». – 2025. – Санкт-Петербург.

178. Кондратьев Н.А. Имитационное моделирование процессов структурообразования при производстве листового проката толщиной менее 10 мм из высокопрочной бейнитно-мартенситной стали / Кондратьев Н.А., Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Беликова Ю.А. // Вопросы материаловедения, № 1 (125). – Санкт-Петербург. – 2026. – С. 10-24.

179. Коротовская С.В. Разработка технологии термомеханической обработки, обеспечивающей унификацию судостроительных и трубных сталей по химическому составу за счет формирования ультрамелкозернистой и субмикроструктурной структуры. [Текст]: дис. ... кан. тех. наук: 05.16.01 / Коротовская Светлана Владимировна. – СПб, 2014. – 204 с.

180. Куртева К.Ю., Яковлева Е.А., Федосеев М.Л., Зисман А.А., Хлусова Е.И. Влияние режима горячей деформации на текстуру, микроструктуру и механические свойства бейнитной стали после закалки с прокатного нагрева с отпуском // Вопросы материаловедения, № 4 (116). – 2023. – С. 20-31.

181. Сыч О. В., Хлусова Е. И., Орлов В. В. Хладостойкие стали категорий прочности 355-500 МПа для применения в Арктике. часть 1 // Тяжелое машиностроение. – 2019. – № 9. – С. 15-21.

182. Сыч О. В., Коротовская С. В., Хлусова Е. И., Новоскольцев Н. С. Разработка термомеханических режимов прокатки низколегированной Агс-стали с квазиоднородной ферритно-бейнитной структурой // Вопросы материаловедения. – 2021. – № 2 (106). – С. 7-17.

183. Кондратьев Н.А., Князюк Т.И., Новоскольцев Н.С. Разработка технологий производства листового проката из высокопрочной хладостойкой стали / Сборник тезисов VIII Всероссийского молодежного научного форума «Open Science 2021». – Санкт-Петербург. – 2021.

184. Knyazyuk T.V., Motovilina G.D., Novoskoltsev N.S., Kondratiev N.A. Simulation of rolling and analysis of structure and properties of F420W cold-resistant steel for manufacture of wind turbine towers / Key Engineering Materials, February. – 2022. – p. 403-410.

185. Князюк Т.В., Мотовилина Г.Д., Новоскольцев Н.С., Кондратьев Н.А. Зависимость микроструктуры и механических свойств листового проката из хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 420 МПа от режима термомеханической обработки / Вопросы материаловедения, № 2(110). – Санкт-Петербург. – 2022. – С. 5-14.

186. Судьин В.В., Степанов П.П., Кантор М.М., Эфрон Л.И., Воркачев К.Г., Жарков С.В. Сопоставление влияния микроструктурных факторов на ударную вязкость околошовной зоны сварных труб класса прочности К60 / Сталь, № 1. – 2022. – С. 44-50.

## ПРИЛОЖЕНИЕ 1

Таблица П.1 – Дефекты рулонного проката, возникающие при производстве на станах непрерывной горячей прокатки и способы их устранения

Термин	Определение	Причина возникновения	Способы устранения дефектов
Недокат	Незаконченная прокатка сляба, слитка, блюма, заготовки	1) Прокатка недостаточно прогретого сляба, аварийная остановка оборудования, застревания полос на линии стана.	1) Соблюдать технологию нагрева и прокатки металла, следить за исправностью оборудования.
Выброс	Незаданный в прокатку сляб	1) Деформация слябов в печах вследствие нарушения режима нагрева, неправильной схемы посада. 2) Неправильный посад слябов.	1) Соблюдать схему посада и режимы нагрева слябов. Не допускать неправильного посада слябов.
Серповидность	Изгиб формы, при котором кромки листа или полосы в горизонтальной плоскости имеют форму дуги	1) Перекос горизонтальных валков клетей. 2) Большая выпуклость бочки рабочего валка по причине неправильной профилировки.	1) Правильная настройка клетей. 2) Правильный подбор профилировки, организация достаточного охлаждения валков и очистка коллекторов охлаждения.
Волнистость	Отклонение от плоскостности, при котором поверхность металлопродукции или ее отдельные части имеют вид чередующихся выпуклостей и вогнутостей.	1) Слишком большие обжатия в клетях, неравномерность обжатия по ширине полосы. 2) Выработка валков вследствие несоблюдения очередности прокатки.	1) Разгрузить либо настроить клетки. 2) Перевалить валки, правильно планировать прокатку на стане.
Риски	Дефект поверхности в виде канавки без выступа кромок с закругленным или плоским дном.	1) Не работающие ролики отводящего рольганга, неправильно установленная проводковая арматура.	1) Выставить правильно уровень плит, линейек и проводковой арматуры, следить за состоянием рольгангов.

Коробоватость	Неплоскостность в виде местного изгиба листа в поперечном направлении, образующегося из-за неравномерной деформации по ширине заготовки	1) Недостаточные обжатия в клетях, неверный режим обжатий. 2) Неправильный подбор профилировки валков. 3) Неравномерность охлаждения (разогрева) бочки валков (засорены сопла коллекторов охлаждения валков или недостаточное количество воды на охлаждение валков). 4) Неправильная шлифовка валков.	1) Нагрузить клеть, перераспределить обжатия в чистовой группе клетей. 2) Заменить валки на валки с уменьшенной выпуклостью или увеличенной вогнутостью бочки, правильно подбирать профилировку. 3) Прочистить засоренные сопла, увеличить количество воды на охлаждение валков. 4) Правильно шлифовать валки.
Сетка отпечатков	Дефект поверхности в виде периодически повторяющихся, имеющих форму сетки выступов, образующиеся от вдавливания прокатываемого листа или ленты в трещины изношенных валков	Появление на поверхности валка углублений в виде сетки по причинам: 1) Большое количество прокатанного тонкого металла. 2) Использование валков с выработанным отбеленным слоем. 3) Разгар валков при застреваниях в них полос.	1) Своевременная перевалка. 2) Своевременная перевалка. 3) Не допускать застреваний, своевременная перевалка.
Вкатанная окалина	Дефект поверхности в виде вкраплений остатков окалины, вдавленной в поверхность металла при деформации	1) Нарушение режима нагрева слябов в методических печах. 2) Засорение сопел гидросбива окалины. 3) Выработка валков клетей.	1) Не нарушать технологию нагрева. 2) Своевременная проверка и очистка сопел. 3) Своевременная перевалка валков.
Телескопичный рулон	Дефект формы рулона в виде выступов из средней или внутренней части рулона	1) Серповидность полосы. 2) Неправильная настройка моталки.	1) Смотри п.3. 2) Настройка моталок.
Отпечатки	Дефект поверхности в виде углублений или выступов, расположенных по всей поверхности	1) Образование по различным причинам вдавлен на поверхности валка (тянущего ролика),	1) Своевременное обнаружение дефекта и перевалка валков, тянущих роликов либо остановка стана

	или на отдельных участках	либо выкрошка валка (тянущего ролика). 2) Налипание частиц металла на рабочие валки, тянущие или формирующие ролики. 3) На катанном металле дефект периодически повторяется по длине раската.	или моталки для зачистки валка или роликов наждачным кругом.
Расслоение	Дефект поверхности в виде трещин на кромках и торцах листов и других видов проката, образовавшихся при наличии в металле усадочных дефектов, внутренних разрывов повышенной загрязненности неметаллическими включениями	1) Нарушения технологии в сталеплавильном производстве, наличие в металле усадочных дефектов, внутренних разрывов, повышенной загрязненности неметаллическими включениями. Также образуется при пережоге.	1) Не допускать пережогов металла в нагревательных печах и нарушений технологии на предыдущих переделах.
Порез	Дефект поверхности тонкого листа в виде частично закатанной складки, расположенной вдоль или под углом к направлению прокатки	1) Деформация различной степени по ширине листа из-за неправильной настройки чистовых клеток стана.	1) Настроить стан.
Рулон со складками	Дефект формы рулона, в котором на отдельных участках витков полосы образовались складки, вследствие наличия коробоватости или серповидности	1) Несоответствие скоростного режима смотки. 2) Перекос тянущих роликов моталки. 3) Коробоватость полосы.	1) Настроить моталку по скоростям. 2) Настроить тянущие ролики. 3) Устранить коробоватость.
Рванина на кромках.	Дефект поверхности листа и ленты в виде разрывов металла на боковых кромках или на другой части полосы, образовавшегося из-за нарушения технологии	1) Нарушение режимов нагрева слябов перед их прокаткой. 2) Чрезмерные обжатия при прокатке. 3) Прокатка со свободным	1) Не нарушать режимы нагрева. 2) Равномерно перераспределять обжатия по клетям. 3) Не допускать прокатку со свободным уширением.

	прокатки, а также при прокатке металла с пониженной пластичностью	уширением без обжатия боковых кромок. 4) Прокатка металла с сильно захоложенными кромками. 5) Прокатка металла с низкой технологической пластичностью	4) Не допускать переохлаждения кромок путем регулирования подачи воды на линии стана. 5) Выдерживать хим. состав стали при выплавке, соблюдая необходимое соотношение марганца и серы.
Разнотолщинность	Отклонение формы, характеризующееся неравномерностью толщины металлопродукции по ширине или длине, выходящее за пределы плюсовых	1) Неравномерный нагрев сляба. 2) Выработка прокатных валков. 3) Неправильно выбранный скоростной режим прокатки в чистовой группе клетей.	1) Не нарушать установленные режимы нагрева слябов. 2) Своевременная перевалка валков. 3) Правильная настройка клетей по скорости.
Деформационная рванина	Дефект в виде раскрытого разрыва, расположенного поперёк или под углом к направлению наибольшей вытяжки металла при прокатке	1) Пониженная пластичность металла, вследствие нарушения технологии нагрева слябов перед прокаткой.	1) Не нарушать установленные режимы нагрева слябов.
Узкий	Отступление от заданной ширины в меньшую сторону сверх допуска	1) Неправильная настройка вертикальных валков на стане. 2) Несоблюдение режима натяжения между клетями непрерывной группы. 3). Ошибки в фабрикации размеров.	1) Правильно производить настройку валков. 2) Выдерживать режим натяжения полосы. 3) Исключать ошибки.
Широкий	Отступление от заданной ширины в большую сторону сверх допуска	1) Неправильная настройка вертикальных валков на стане. 2) Несоблюдение режима натяжения между клетями непрерывной группы. 3) Ошибки в фабрикации размеров.	1) Правильно производить настройку валков. 2) Выдерживать режим натяжения полосы. 3) Исключать ошибки.

Тонкий	Отступление от заданной толщины в меньшую сторону сверх допуска	1) Неправильная настройка рабочих валков чистовой группы стана. 2) Неравномерный нагрев слябов.	1) Правильно настраивать клетки. 2) Соблюдать технологию нагрева слябов.
Толстый	Отступление от заданной толщины в большую сторону сверх допуска	1) Неправильная настройка рабочих валков чистовой группы стана. 2) Неравномерный нагрев слябов. 3) Прокатка придержанных в стане полос.	1) Правильно настраивать клетки. 2) Соблюдать технологию нагрева слябов. 3) Не допускать аварийных остановок прокатки.
Закат	Дефект поверхности, представляющий собой прикатанный выступ	1) Прокатка сляба с грубыми следами зачистки. 2) Прокатка раскатов с глубокими рисками на поверхности.	1) Соблюдать технологию зачистки слябов. 2) Следить за состоянием проводковой арматуры клетей и роликов рольгангов.
Заворот кромки	Дефект формы в виде местного смятия кромки полосы или отдельных выступающих витков рулона.	1) Сильное сжатие полосы направляющими линейками. 2) Косая задача полосы в направляющие линейки. 3) При захвате рулонов с некачественной смоткой клещами кранов.	1) Правильно устанавливать зазор между линейками. 2) Не допускать серповидности раската на передних и задних концах полосы. 3) Рулоны с некачественной смоткой складировать в один ярус.
Плена слиточная	Дефект поверхности в виде отслоения языкообразной формы, частично соединенного с основным металлом, образовавшегося от раската окисленных брызг, заплесков и грубых неровностей поверхностей слитков, обусловленных дефектами внутренней	1) Раскатка рванин, подрезов, следов глубокой зачистки дефектов и грубых механических повреждений; также может образовываться вследствие сильной выработки валков.	1) Контроль за состоянием привалковой арматуры и направляющих линеек, соблюдение технологии зачистки слябов, перевалка валков с выработкой.

	поверхности изложницы.		
Распушенный рулон	Дефект формы рулона в виде неплотно смотанной полосы	1) Смотка остывших полос. 2) Распушивание реверсом при «закусывании» рулона на барабане.	1) Не допускать аварийных остановок на моталках. 2) Правильно настраивать моталки.
Смятый рулон	Дефект в виде искажения круглой формы рулона	Нарушение температурного режима смотки. Увеличение времени съема рулона с кантователя Падение рулона	1) Соблюдать температурный режим смотки. 2) Соблюдение цикла работы моталок.
Раковина - вдав	Дефект поверхности полосы в виде одиночного углубления, образовавшегося при выпадении или вытравливании вкатанной инородной частицы.	1) Отслоение с поверхности плен. 2) Попадание на поверхность полосы при прокатке посторонних инородных частиц.	1) Соблюдение технологии выплавки и разливки стали, соблюдение технологии зачистки слябов. 2) Обеспечить работоспособность всех гидросдувов за чистовой группой клеток и перед моталками.
Раскатанная трещина	Дефект поверхности, представляющий собой разрыв металла, образовавшийся при раскатке продольной или поперечной трещины сляба, слитка или литой заготовки	1) Раскатка продольной или поперечной трещины сляба вследствие нарушения технологии разливки металла.	1) Прокаткой не устраняется. Соблюдать технологию выплавки и разливки стали.
Вкатанные металлические частицы	Дефект поверхности листа в виде приварившихся и частично закатанных кусочков металла	1) Налипание во время прокатки стружки либо отслоя от рваных кромок полосы.	1) Следить за состоянием проводковой арматуры и установкой вертикальных валков по уровню прокатки.
Несмотанная полоса	Холодные полосы, не смотанные в моталку по разным причинам	1) Отказы оборудования моталок, застревания на моталках	1) Не допускать отказов и застреваний.
Раковины от выпавших плён	Раковины различной формы и размеров на полосах	1) Прокатка металла с дефектом «плена»	1) Не допускать нарушений на

			предыдущих переделах.
Смятый рулон	Дефект в виде искажения круглой формы рулона	1) Падение рулона 2) Смятие рулона другими рулонами на конвейере или на поворотном столе, либо в процессе складирования	1) Не допускать падения рулонов. 2) Контролировать движение рулонов по отводящим конвейерам и через подъемно-поворотные столы.

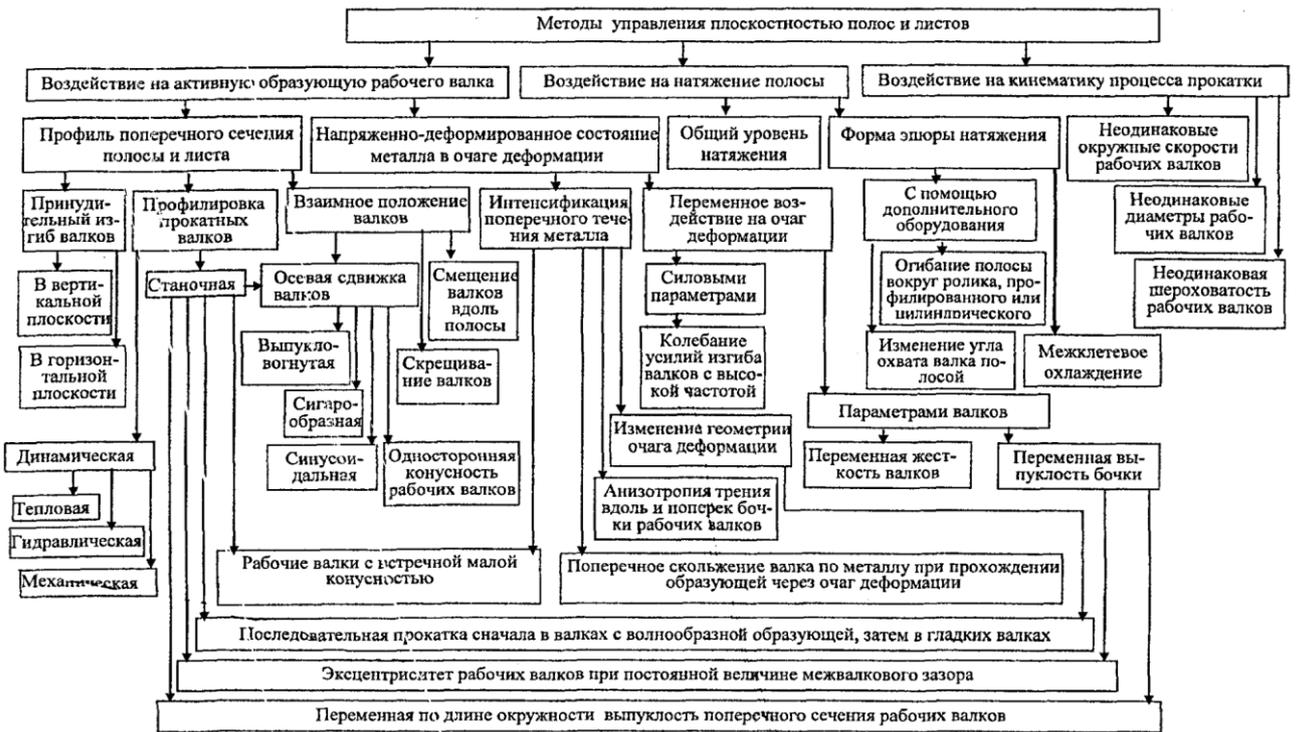


Рисунок П.1 – Классификация методов управления плоскостью полос и листов [130]

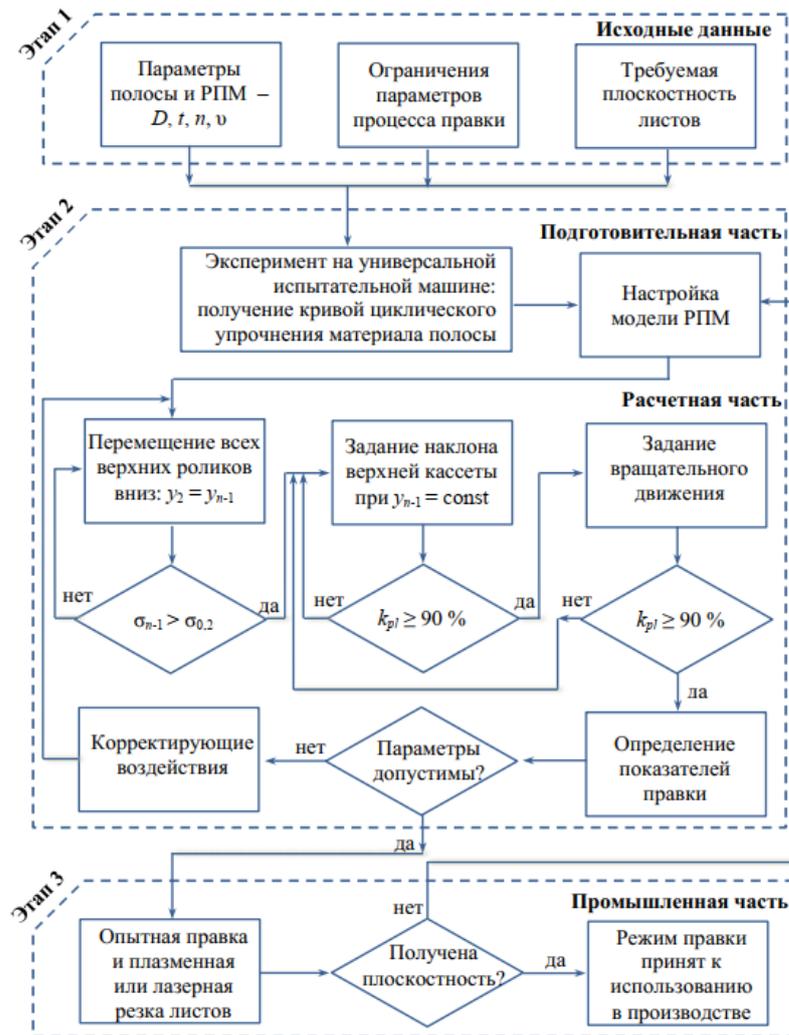


Рисунок П.2 – Схема реализации методики выбора режима правки [126]

Таблица П.2 – Режимы правки, предложенные в работе [126]

№ режима	Толщина	Марка стали	Перемещение верхних роликов, мм								$k_{pl}$ , %	$\epsilon_n$ , %	$\epsilon_k$ , %
			$y_2$	$y_4$	$y_6$	$y_8$	$y_{10}$	$y_{12}$	$y_{14}$	$y_{16}$			
1	4	S355	4,5	3,9	3,3	2,7	2,2	1,6	1,0	0,4	91	2,2	0,2
2	6	S355	6,9	5,9	4,8	3,8	2,8	1,7	0,7	-	91	2,2	0,36
3	8	S235	6,2	5,3	4,4	3,5	2,6	1,7	0,8	-	91	2,2	0,41
4	8	S355	6,5	5,6	4,7	3,8	2,8	1,9	1,0	-	93	3,0	0,51
5	8	S500	7,5	5,5	4,8	3,9	3,0	2,2	1,3	-	93	2,7	0,67
6	8	S700	9,1	7,5	6,0	4,6	3,1	1,6	-	-	92	2,4	0,66
7	9	S355	7,0	6,0	5,1	4,1	3,1	2,2	1,2	-	93	2,7	0,62
8	10	S355	8,0	6,7	5,3	4,0	2,6	1,3	-	-	91	2,2	0,54
9	12	S355	7,3	6,1	5,0	3,8	2,7	1,5	-	-	92	2,5	0,62
10	12	S700	8,2	6,9	5,6	4,4	3,1	1,8	-	-	91	2,3	0,75
11	14	S355	6,8	5,8	4,7	3,7	2,6	1,6	-	-	92	2,4	0,66
12	16	S355	6,6	5,7	4,7	3,8	2,8	1,9	-	-	92	2,4	0,79

Предложенные режимы были реализованы в промышленности, которые показали высокие показатели плоскостности даже после плазменной резки, таблица П.2.

Также в работе [126] был представлен результат раскроя листа толщиной 4 мм и шириной 1500 мм на полосы на установке плазменной резки, рисунок П.3.

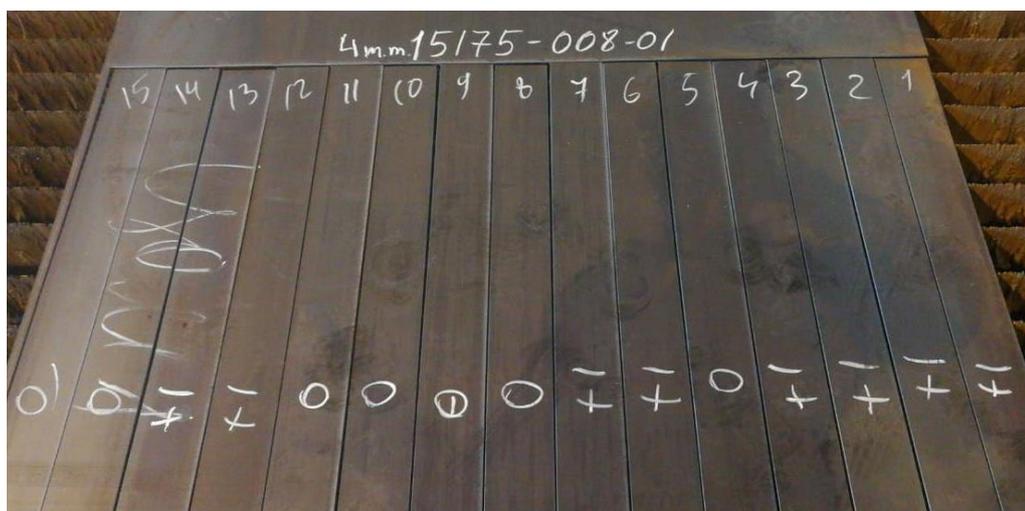


Рисунок П.3 – Результаты порезки листа толщиной 4 мм и шириной 1500 мм на установке плазменной резки после предложенного режима правки [126]

Отклонения полосок не превышали 1 мм, таблица П.3.

Таблица П.3 – Результаты измерения отклонений полосок после порезки плазмой [126]

№ режима	Толщина полос, мм	Марка стали	Количество отобранных листов	Отклонения полосок после порезки плазмой, мм
1	4	S355	3	0-2
2	6	S355	3	0-3
3	8	S235	3	0-3
4	8	S355	3	0-2
5	8	S500	2	0-4
6	8	S700	3	0-4
7	9	S355	1	0-5
8	10	S355	3	0-2
9	12	S355	6	0-4
10	12	S700	4	0-3
11	14	S355	2	0-4
12	16	S355	3	0-5

## ПРИЛОЖЕНИЕ 2

### Акт внедрения

УТВЕРЖДАЮ  
Проректор по образовательной  
деятельности  
СПбПУ



Панкова Л.В.

«    » \_\_\_\_\_ 2025 г

#### АКТ

внедрения результатов диссертационной работы Кондратьева Н.А. на тему:

**«Разработка научно-технологических основ изготовления листового проката толщиной 5-15 мм из высокопрочной хладостойкой стали с пределом текучести не менее 500 МПа для морской техники»**

представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

В рамках выполнения диссертационной работы Кондратьевым Н.А. методом поэтапного имитационного моделирования проведены исследования влияния основных параметров высокоскоростной термомеханической обработки с ускоренным охлаждением, соответствующей прокатке на непрерывном широкополосном стане горячей деформации, на процессы структурообразования в судостроительной стали марганцевоникелевой и хромникельмолибденовой композиций легирования. Установлены основные закономерности формирования структуры и свойств высокопрочной хладостойкой судостроительной стали с пределом текучести не менее 500 МПа.

На основе выполненных исследований разработаны «Методические указания по имитационному моделированию технологического процесса изготовления листового проката высокопрочной судостроительной стали на непрерывном стане горячей прокатки».

Разработанная методика позволяет изучать особенности структурообразования на отдельных этапах технологического процесса – при нагреве, прокатке, ускоренном и замедленном охлаждении. Описаны методы исследования фазовых превращений, динамической рекристаллизации, назначение режимов для выполнения имитационного моделирования на dilatометре, пластометре Gleeble-3800 и опробования сквозного технологического процесса на лабораторных станах ДУО и КВАРТО. На примере высокопрочной хладостойкой стали показана взаимосвязь сформированной структуры с механическими свойствами в зависимости от технологических режимов.

Разработанные методические указания внедрены для использования на исследовательском комплексе Gleeble-3800 лаборатории «Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов» СПбПУ Петра Великого и будут полезны в учебном процессе для студентов и аспирантов направления 22.00.00 «Технология материалов».

Директор «Высшей школы физики  
и технологии материалов»,  
доцент, к.т.н.

С.В. Ганин