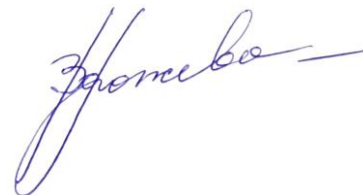


**ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет
имени Р.Е.Алексеева»**

АО «Выксунский металлургический завод»

На правах рукописи



Ворожева Евгения Львовна

**Обеспечение микроструктуры и стабильных механических свойств
стального проката при повышении толщины заготовки в условиях литейно-
прокатного комплекса**

Специальность 2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и
сплавов

Диссертация на соискание учёной степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
профессор
Хлыбов Александр Анатольевич

Нижегород - 2023

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ	4
ГЛАВА 1. ИНФОРМАЦИОННО-АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР	14
1.1 Современное производство горячекатаного стального проката	14
1.2 Металловедческие аспекты производства стального проката	22
1.2.1 Особенности формирования и оценки параметров структуры непрерывнолитой заготовки	22
1.2.2 Формирование микроструктуры и свойств в горячекатаном стальном прокате.....	38
Выводы по главе 1	46
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	50
2.1. Материалы	50
2.1.1 Характеристики сталей	50
2.1.2 Технология изготовления и обработки сталей	51
2.2 Методы исследования.....	52
2.2.1 Макроструктура и зональные сегрегации.....	52
2.2.2 Дендритная структура	54
2.2.3 Зёрненная структура	55
2.2.4 Изучение кинетики распада аустенита	57
2.2.5 Имитация процесса горячей прокатки	57
2.2.6 Измерение деформации по толщине раскатов.....	58
2.2.7 Оптическая микроскопия	60
2.2.8 Растровая электронная микроскопия	61
2.2.9 Механические испытания образцов	62
2.2.10 Испытания на стойкость против водородного растрескивания	62
Выводы по главе 2	64
ГЛАВА 3. СТРУКТУРА НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК РАЗНЫХ ТОЛЩИН	65
3.1 Сегрегации в непрерывнолитых заготовках	65
3.2 Моделирование процесса формирования микросегрегаций в линии машины непрерывной разливки стали	76
3.3 Зёрненная структура в непрерывнолитых заготовках.....	82

Выводы по главе 3	85
ГЛАВА 4. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ.....	87
4.1 Изучение микроструктуры в ходе черновой прокатки	87
4.2 Оценка характера деформации слябов измерениями деформированной дендритной структуры	93
4.3 Обеспечение микроструктуры и свойств готового проката.....	104
Выводы по главе 4	108
ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА МЕТАЛЛОВЕДЧЕСКИХ ПОДХОДОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ПРОКАТА ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	111
5.1 Изучение структурообразования в процессе контролируемой прокатки стали	111
5.2 Металловедческие подходы в технологии производства горячекатаного проката класса прочности К52 из сляба толщиной 105мм.....	125
Выводы по главе 5	131
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	133
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	135
ПРИЛОЖЕНИЕ 1. Акт внедрения результатов научной работы	152

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Производство горячекатаного проката по технологии Литейно-прокатного комплекса (ЛПК) является современным направлением в металлургической практике. Основная концепция объединения непрерывной разливки и прокатки стали в одной технологической линии заключается в максимальном приближении геометрии профиля непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) к профилю конечной металлопродукции и поступлению НЛЗ на горячую прокатку сразу после разливки до того, как произойдёт превращение $\gamma \rightarrow \alpha$.

Конечные свойства горячекатаного проката в условиях ЛПК зависят от микроструктуры, формирование которой происходит на всех этапах производства. При этом микроструктура эволюционирует на каждом последующем технологическом этапе с учётом особенностей структуры, образованной в процессе затвердевания. В процессе ЛПК производство высокопрочного проката с достижением вязкостных и пластических свойств осложнено отсутствием фазовых превращений $\gamma \rightarrow \alpha$ во время охлаждения и $\alpha \rightarrow \gamma$ в ходе повторного нагрева сляба для рекристаллизации и измельчения структуры перед прокаткой. Поэтому структурное состояние НЛЗ является основным показателем получаемой микроструктуры и свойств в прокате. В производстве сталей с повышенными требованиями к хладостойкости и коррозионной стойкости решающее влияние играет микроструктура, на формирование которой оказывают влияние процессы рекристаллизации аустенитных зёрен и выделения дисперсных частиц микролегирующих элементов в ходе контролируемой прокатки. Горячекатаный прокат, произведённый из НЛЗ толщиной 90мм по технологии объединённой разливки и прокатки, стабильно обеспечивает вязкостные свойства при температуре испытания -20°C . При этом KCV^{-20} должно быть не менее 80 Дж/см^2 . Значение доли вязкой составляющей должно быть не менее 70%. В последнее время потребители металлопроката выставляют более высокие требования к ударной вязкости при более низких температурах испытания вплоть до -60°C , KCV^{-60} должно быть не менее 60 Дж/см^2 , а в некоторых случаях не менее 100 Дж/см^2 .

Литейно-прокатный комплекс (ЛПК) Выксунского металлургического завода производит горячекатаный прокат из слябов с проектной толщиной 90мм. Одной из основных задач дальнейшего развития ЛПК является повышение объёма выпускаемого проката. С 2019 по первую половину 2020г. была увеличена ёмкость дуговой сталеплавильной печи (ДСП) на 12,5% и выполнена модернизация роликовой проводки машины непрерывной разливки стали (МНРС). Модернизация МНРС обеспечила повышение производительности на 7%. Этого оказалось недостаточно для синхронизации с производительностью ДСП. Исходя из технических возможностей оборудования было принято решение о разработке технологии производства проката из непрерывнолитой заготовки увеличенной толщины. При использовании действующего кристаллизатора с толщиной сляба на выходе 112,5 мм, исключении схемы обжатия «Liquid Core Reduction» с жидкой сердцевиной при сохранении технологии мягкого обжатия с твёрдо-жидкой фазой стало возможным получать сляб на выходе из МНРС с толщиной 105 мм. Разработка и внедрение новой технологии непрерывной разливки и прокатки сляба увеличенной толщины обеспечит повышение производительности ЛПК за счет увеличения массовой скорости разливки.

Решению проблемы обеспечения механических свойств с учётом структурообразования посвящены многие работы учёных, таких как Погоржельский В.И., Настич С.Ю., Горелик С.С., Остапенко А.Л., Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А. Известные исследования описывают технологию термомеханической прокатки. Однако не все вопросы удалось изучить достаточно подробно, в частности, степень влияния исходного состояния непрерывнолитых заготовок на процесс структурообразования при горячей деформации. Отсутствуют данные о структурных изменениях при повышении толщины сляба с 90 до 105мм в условиях непрерывной разливки, совмещённой с прокаткой. Отсутствуют сведения о параметрах дендритной структуры в слябах этих толщин. Присутствует нестабильность механических свойств в готовом прокате трубных сталей при практической реализации технологии производства слябов повышенной толщины. Это отрицательно сказывается на качестве выпускаемой продукции.

Таким образом, изучение структурных изменений при реализации технологии производства сляба повышенной толщины в условиях непрерывной разливки, совмещённой с прокаткой, и разработка металлургических решений для формирования стабильных вязкостных и прочностных механических свойств в прокате является актуальной задачей.

Степень разработанности. Изучению металлургических основ термомеханической обработки стали в отечественной и зарубежной науке посвящено большое количество работ. Современный опыт производства говорит о необходимости достижения в прокате однородной дисперсной структуры способом контролируемой прокатки. Известный подход подразумевает использование термомеханической обработки, включающей в себя нагрев слябов, черновую стадию прокатки для измельчения исходного аустенитного зерна, чистовую стадию прокатки ниже температуры остановки рекристаллизации для наклепа аустенита, а также ускоренное охлаждение для формирования дисперсной микроструктуры готового проката. Как правило исследователи идут по пути разработки технологии моделированием, лабораторными и промышленными экспериментами на повторно подогретых образцах.

Особенности формирования структуры сталей применительно к условиям литейно-прокатного комплекса без этапов охлаждения и повторного нагрева подробно изучены в работах учёных Л.И.Эфрона, Д.В.Кудашова, А.В.Мунтина, А.В.Червонного. Преимущественно технологические усилия по достижению показателей физико-механических свойств в горячекатаном прокате сосредоточены на разработке химических составов и режимов термомеханической обработки. Российские учёные В.И. Никитин и К.В. Никитин в своих работах по изучению наследуемых признаков в литейно-металлургических технологиях подчёркивают склонность сплавов к наследованию структурной информации. Влияние сегрегаций на формирование структуры заявлены советскими учёными В.А.Ефимовым, А.И.Манохиним. На работы М.Флемингса с результатами изучения сегрегаций ссылаются большинство зарубежных исследователей

процессов разливки и прокатки слябов. В монографии А.П.Белого рассмотрены методы изучения параметров непрерывнолитых заготовок.

Принципиальным отличием предполагаемых исследований в рамках данной работы является изучение закономерности формирования структуры стального проката в процессе его производства при непрерывной разливке и прокатке слябов без этапов $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ превращения перед прокаткой в условиях с изменённой исходной структурой непрерывнолитой заготовки.

Цель диссертационной работы: Обеспечение стабильного комплекса механических характеристик стального проката при изменении толщины сляба с 90 до 105мм в условиях непрерывной разливки и прокатки трубных сталей.

В соответствии с поставленной целью необходимо решить ряд **задач**:

1. Выполнить информационно-аналитический обзор и проанализировать основные металлургические закономерности при производстве плоского стального проката из непрерывнолитых слябов.

2. Изучить зональные, дендритные сегрегации и структуры в непрерывнолитых заготовках различных толщин.

3. Измерить параметры дендритной структуры в ходе деформации слябов разных толщин и определить необходимые степени обжатия для обеспечения равномерной проработки дендритной структуры и получения однородной аустенитной структуры.

4. Установить природу образования в структуре низкоуглеродистых микролегированных сталей областей с низким сопротивлением распространению трещины и предложить способы их снижения.

5. Разработать и внедрить металлургические решения для формирования микроструктуры и обеспечения заданных свойств в прокате класса прочности K52 при изменении толщины сляба с 90 до 105мм, оценить экономический эффект.

Объект исследования – слябы толщинами 90 и 105мм и произведённые из них раскаты промежуточной толщины и готовый прокат из углеродистой низколегированной стали химического состава C-Si-Mn и низкоуглеродистой микролегированной стали химического состава C-Si-Mn-Nb.

Предмет исследования – структурные изменения в непрерывнолитой заготовке и прокате в совмещённом производстве стального проката в условиях литейно-прокатного комплекса.

Научная новизна диссертационной работы:

1. Установлено, что при превращении $\delta \rightarrow \gamma$ в низкоуглеродистой микролегированной стали при температуре 1470°C формируется дендритная сегрегация Nb. Концентрация Nb увеличивается на оси дендрита в 1,3 раза по сравнению с содержанием элемента в расплаве.

2. Определено, что одним из факторов, влияющих на образование структурных областей со слабым сопротивлением распространению трещины, являются дендритные сегрегации Mn и Nb. Так содержание Mn по месту расположения дендритов меньше в 2,05 раза, чем в межосном промежутке. Содержание Nb по месту дендритов больше в 1,7 раза, чем в межосном промежутке. Соответственно содержание карбидов, выделившихся по месту расположения дендритов до прокатки больше в ~2,0 раза, чем после прокатки.

3. Установлен фактический диапазон расстояний между дендритными осями второго порядка в слябе толщиной 90мм, расстояния между дендритными осями второго порядка изменяются от поверхности к середине толщины от 22 до 180мкм.

4. Показано, что снижение скорости охлаждения на 0,5°C/сек в линии разливки при повышении толщины сляба с 90 до 105мм приводит к увеличению расстояния между дендритными осями второго порядка в преимущественном объёме сляба в среднем на 40мкм, уровень дендритных сегрегаций значительно не изменяется.

5. Показано, что при повышении температуры сляба при входе в туннельную печь с 950°C до 1005°C объёмная доля выделившихся в слябе частиц Nb уменьшилась с 0,000350 до 0,000300 на осях дендритов и в межосном промежутке с 0,000183 до 0,000137.

6. Установлено, что в объединённом процессе непрерывной разливки и прокатки без этапов охлаждения и нагрева после черновой прокатки

рекристаллизованные аустенитные зёрна различаются в областях, соответствующих дендритам и междендритным пространствам. Более крупные зёрна размером ~110мкм формируются по месту вытянутых в ходе деформации дендритных остовов с пониженным содержанием Mn. В междендритных пространствах, обогащённых марганцем, присутствуют мелкие аустенитные зёрна размером менее 10мкм.

7. Экспериментами по имитации горячей прокатки установлена количественная связь между степенью деформации и относительным изменением расстояния между дендритными осями первого порядка.

Теоретическая значимость работы. Полученные результаты служат материалом для накопления эмпирических данных, используемых для математического моделирования литейных и деформационных процессов. Существенный вклад в управление микроструктурой для обеспечения комплекса заданных свойств в совмещённом процессе производства проката трубных сталей вносят следующие выявленные научные факты:

- фактические расстояния между дендритными осями второго порядка от 22 до 180мкм и уровень дендритных сегрегаций, сформированных при затвердевании слябов в линии МНРС;

- размер рекристаллизованных зёрен в зависимости от исходной дендритной структуры, после черновой прокатки: в участках, занятых вытянутыми дендритными остовами присутствуют полностью рекристаллизованные аустенитные зёрна размером около 110мкм, в междендритных пространствах зёрна мелкого размера менее 10мкм.

- установленные необходимые минимальные обжатия 55% для слябов толщиной 105мм при черновой прокатке и температуры конца прокатки 880°С для низкоуглеродистой микролегированной стали класса прочности К52.

Практическая значимость работы. Результаты исследований, проведенных в диссертационной работе, внедрены в производство для обеспечения стабильных механических характеристик проката. Также результаты использованы при внедрении технологии производства слябов повышенной (105 мм) толщины в

условиях Литейно-прокатного комплекса АО «ВМЗ». Была обеспечена микроструктура и механические свойства горячекатаного проката трубных сталей из слябов повышенной толщины, а именно в горячекатаном прокате из низкоуглеродистой микролегированной Nb стали толщиной 7-8мм показатели ударной вязкости более 250 Дж/см² стабильно фиксируются до температуры -60°С. Доля вязкой составляющей проката при испытании продольных образцов также находится на стабильном и предельно высоком уровне 100%.

Разработка и внедрение новой технологии непрерывной разливки и прокатки сляба увеличенной толщины обеспечили повышение производительности в среднем на 4,0% за счет увеличения объёма выпускаемого проката из стали марки 05ХГБ класса прочности К52. Экономический эффект составляет более 75 млн. руб.

Результаты диссертационной работы используются в ВФ НИТУ «МИСиС» при проведении занятий по дисциплине «Компьютерная металлография».

Методология и методы исследования. Предложенный комплекс количественного и качественного анализа структур, измерения содержания химических элементов, определения механических свойств позволяет выполнить поставленные задачи диссертационной работы. Металлографические исследования выполнены методами количественной металлографии на программно-аппаратном комплексе Thixomet Pro. Математическое моделирование выполнено при помощи современного программного обеспечения Thermo-Calc. Испытание на растяжение по ГОСТ 1497 и ударный изгиб по ГОСТ 9454 выполняли на оборудовании Zwick Roell.

На защиту выносятся следующие основные положения и результаты:

1. Результаты изучения параметров структуры непрерывнолитых заготовок для различных толщин.
2. Закономерности формирования аустенитных зёрен применительно к процессу ЛПК.
3. Результаты оценки местных деформаций по толщине раскатов методом количественной металлографии, предлагаются необходимые обжатия для

достижения равномерных местных деформаций и получения равномерного аустенитного зерна.

4. Закономерности формирования в структуре низкоуглеродистых микролегированных сталей областей с низким сопротивлением распространению трещины и предложения по их снижению.

5. Результаты разработки металлургических решений для достижения заданных свойств проката класса прочности K52 при освоении технологии изменения толщины сляба с 90 до 105мм применительно к процессу ЛПК.

Содержание диссертации соответствует формуле и пунктам 1. «Изучение взаимосвязи химического и фазового составов (характеризуемых различными типами диаграмм, в том числе диаграммами состояния) с физическими, механическими, химическими и другими свойствами сплавов», 2 «Теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах, происходящих при различных внешних воздействиях, включая технологические воздействия, и влияние сварочного цикла на металл зоны термического влияния, их моделирование и прогнозирование», 3 «Теоретические и экспериментальные исследования влияния разнородных структур, в том числе кооперативного, на физические, химические, механические, технологические и эксплуатационные свойства металлов и сплавов, их моделирование и прогнозирование» и 9 «Разработка новых принципов конструирования и моделирования структур сплавов (включая создание технологий их получения), обладающих заданным комплексом свойств, в том числе для работы в экстремальных условиях» паспорта специальности 2.6.1 – «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Степень достоверности результатов. Достоверность результатов подтверждается использованием современного сертифицированного оборудования и их воспроизводимостью. Точность измерений методами количественной металлографии на программно-аппаратном комплексе Thixomet Pro составляет $\pm 1\%$, представительность полученных результатов гарантируется анализом площадей металлографических шлифов не менее 400мм². Математическое

моделирование выполнено при помощи современного программного обеспечения Thermo-Calc, защищённого лицензией. Погрешность при измерения механических характеристик при испытании на растяжение на оборудовании Zwick Roell составляет 1%. Точность измерений при испытаниях на ударный изгиб составляет 0,1Дж. Представительность полученных результатов гарантируется увеличенным количеством образцов по сравнению с требованиями ГОСТ 9454.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены и рассмотрены на следующих семинарах и конференциях: «XIV международная научная конференция «Физико-химические основы металлургических процессов» им. Академика А.М.Самарина (г.Москва, 2019 г.), «XVI международный конгресс сталеплавильщиков и производителей металлов» (г.Екатеринбург, 2021 г.), «Международная научно-практическая конференция «Материаловедение и металлургические технологии» RusMetalCon» (г.Челябинск, 2021 г.), «XV международная научная конференция «Физико-химические основы металлургических процессов» им. Академика А.М.Самарина (г.Выкса, 2022 г.), «XVII международный конгресс сталеплавильщиков и производителей металлов» (г.Магнитогорск, 2023 г.), научно-практический семинар «Инновационные инженерные решения в металлургии и заготовительных производствах машиностроения», посвящённый 115-летию со дня рождения профессора А.А. Скворцова (НГТУ им. Р.Е. Алексеева г. Нижний Новгород, 2023 г.)

Личный вклад автора. В диссертации представлены результаты исследования, полученные автором самостоятельно. Автор выполнял поиск и анализ научно-технической литературы по теме работы, определял задачи исследования, разрабатывал методики проведения экспериментальных исследований, подготавливал образцы, выполнял экспериментальные исследования и анализировал результаты экспериментов, формулировал практические рекомендации. Постановка задач исследований и обсуждение результатов выполнены при непосредственном участии автора совместно с научным руководителем и соавторами публикаций.

Публикации. Основные результаты диссертационной работы опубликованы в 14 печатных работах, из них 9 рекомендованных ВАК Минобрнауки РФ, в том числе 6 публикаций Scopus. По результатам работы получено свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2023661645 РФ.

Объём и структура. Текст диссертации состоит из введения, пяти глав, заключения, списка использованной литературы из 127 наименований, содержит 152 страницы текста, 73 рисунка, 15 таблиц.

ГЛАВА 1. ИНФОРМАЦИОННО-АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР

Началом научного изучения строения литого металла принято считать первые металлографические работы русского металлурга и металловеда, учёного Д.К. Чернова. Дмитрий Константинович Чернов в мельчайших деталях исследовал процесс зарождения и роста кристаллов при затвердевании жидкого металла, дал схему структурных зон стального слитка, развил теорию последовательной кристаллизации, всесторонне изучил дефекты литой стали. Углубить первоначальные предположения о неоднородности стали, позволили исследования Н.И.Хворина о различии между дендритами и первичными кристаллитными зёрнами. Создание технологии непрерывной разливки металлов и оборудования для ее реализации явилось одним из наиболее крупных достижений промышленности в XX веке и оказало существенное влияние на развитие металлургии и машиностроения, существенно изменила структуру сталеплавильного и прокатного производства, способствуя развитию средств контроля и автоматизации. Взаимосвязь технологии производства, микроструктуры, химической неоднородности металла изучена советскими учёными В.А. Ефимовым, А.И. Манохиным. Широко освещены особенности процессов затвердевания металлов в монографии М. Флемингса. На его работы ссылаются большинство зарубежных исследователей. В монографии А.П. Белого рассмотрены различные методы воздействия на металл при непрерывной разливке с целью снижения ликвационных процессов. Технология нагрева и контролируемой прокатки непрерывнолитого металла описана в книге В.И. Погоржельского «Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла». Особенности формирования структуры сталей разного химического состава для обеспечения высоких вязкостных, прочностных, коррозионностойких свойств сталей в современном процессе разливки, совмещённом с горячей прокаткой подробно изучены в работах Л.И. Эфрона.

1.1 Современное производство горячекатаного стального проката

Конструкционная сталь, как ни один другой материал способна изменять свои технические характеристики и приобретать комплекс уникальных

механических, технологических и эксплуатационных свойств в результате специальной обработки, что позволяет ей иметь наиболее широкую область применения. Металл должен подвергаться глубокой десульфурации с целью получения фактических концентраций серы не более 0,001-0,002% и модификации неметаллических включений для достижения высокой чистоты стали. Активное исследование микроструктуры стальных непрерывнолитых заготовок и производимой из них металлопродукции способствует развитию технологии непрерывной разливки стали и контролируемой прокатки. [1-3]. В традиционной технологии толстолистовой горячей прокатки обычно используют стальные слябы толщиной более 200 мм. Следствием невысоких степеней обжатия 10-15% за один проход крупных непрерывнолитых слябов может являться неравномерность деформации по сечению раскатов. Значительная неоднородность местных деформаций по сечению характеризуется недостаточной проработкой исходной структуры, формированием неоднородной микроструктуры толстолистового проката и в результате как правило снижаются механические и технологические характеристики проката [1].

Для улучшения качества непрерывнолитых слябов и производимого из них горячекатаного проката большое значение имеет рациональная толщина разливаемых слябов. В современной чёрной металлургии приобретает значительное распространение уменьшение толщины слябов 200-250мм в более, чем два раза. При уменьшении толщины сляба ожидается, что более высокие скорости затвердевания приведут к получению дисперсной структуры и однородному распределению химических элементов. Слябы толщиной менее 200мм имеют более мелкозернистое строение металла и меньшую сегрегационную область в осевой зоне сляба, чем стандартные слябы толщинами более 200 мм. Разливка стали сопровождается обжатием заготовки с жидкой фазой и затем затвердевшего сляба несколькими парами роликов в зоне вторичного охлаждения. Технологию разливки слябов толщиной менее 200мм как правило реализуют на компактной установке совмещённого процесса непрерывного литья и деформации. Процесс разливки слябов сочетается с последующей прокаткой в одной

технологической линии и обеспечивает высокую производительность, низкие производственные затраты. Для улучшения качества стального проката обжатия слябов следует выполнять с высокой степенью деформации за проход и в узком температурном интервале. Непрерывный процесс разливки и прокатки исключает операции традиционного процесса: зачистка и повторный нагрев под прокатку. Заметно сокращается длительность обработки [4-5].

Ввод в эксплуатацию литейно-прокатного комплекса (ЛПК) на базе Выксунского металлургического завода (АО «ВМЗ») с 2008 г. позволил освоить и успешно развивать производство горячекатаного рулонного проката для труб ответственного назначения. ЛПК состоит из электросталеплавильного цеха (ЭСЦ), в котором обеспечивается выплавка, внепечная обработка и непрерывная разливка стали на тонкослябовой машине непрерывной разливки стали (МНРС), и листопрокатного цеха (ЛПЦ). Компонировка ЛПК подразумевает объединение оборудования непрерывной разливки слябов и прокатки в один последовательный процесс. Агрегаты и оборудование ЭСЦ и ЛПЦ находятся в последовательной технологической линии. Туннельная печь для предотвращения охлаждения сляба и выравнивания температуры по сечению расположена между машиной непрерывной разливки стали и входом в стан горячей прокатки. До настоящего времени оборудование и технология разливки на тонкослябовой МНРС уникальны как по своему составу, так и по сортаменту производимой продукции. Основная концепция конструкций МНРС в технологической линии ЛПК заключается в получении непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) максимально приближенной к геометрии конечной продукции с целью снижения удельных затрат на процесс прокатки. Уменьшение толщины НЛЗ в сегментах роликовой проводки выполняется с помощью специальной схемы обжатия с жидкой сердцевиной – «Liquid Core Reduction» (LCR). Альтернативная технология уменьшения толщины сляба обеспечивает существенное увеличение массовой скорости разливки и заключается в использовании «мягкого» обжатия в присутствии твёрдо-жидкой фазы. Разные схемы редуцирования сляба приведены на рисунке 1.1.

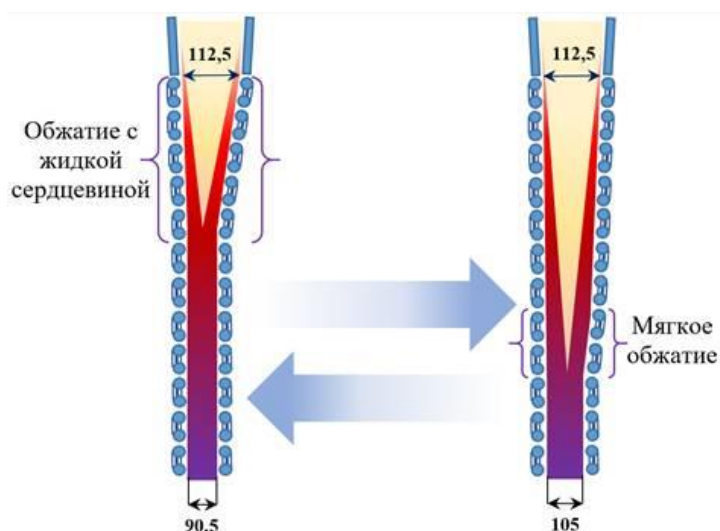


Рисунок 1.1 - Схемы уменьшения толщины сляба в процессе разливки

На ЛПК непрерывная разливка стали производится на тонкослябовой МНРС вертикально-криволинейного типа. Скорость разливки исследуемых сталей составляет от 2,9 м/мин до 3,7 м/мин. В действующих производственных условиях, актуальным направлением является увеличение линейной скорости разливки без ухудшения макроструктуры сляба и при минимальной вероятности аварийности технологического процесса. Сразу после разливки полностью затвердевший сляб поступает в туннельную печь. Функция печи заключается в выравнивании температуры сляба перед прокаткой. Короткое время пребывания сляба в туннельной печи до 30 минут ограничивает рост зерна и образования окалины. При обычном повторном нагреве сляб выдерживается при температуре $\sim 1250^{\circ}\text{C}$ в течение 2-3 часов. Туннельная печь в процессе ЛПК действует как буфер между МНРС и прокатным станом. Конструкция литейно-прокатного комплекса АО «ВМЗ» отличается от большинства ЛПК добавлением двух черновых клетей сразу после туннельной печи. ЛПЦ включает туннельную печь, две черновых клетки, устройства контролируемого охлаждения и подогреваемый рольганг для управления температурой стали перед прокаткой в 6-клетевой чистовой группе.

Каждая из черновых клетей позволяет производить значительные обжатия до 50% слябов для эффективного воздействия на измельчение исходной крупнозернистой литой структуры. При необходимости производится подстуживание раската в промежуточной системе охлаждения для обеспечения

снижения температуры раската до $830\div 860^{\circ}\text{C}$ на входе в чистовую группу клетей. Промежуточный подогреваемый рольганг служит для транспортировки раската к чистовой группе клетей и выравнивания температуры по длине раската. Постоянная температура раската дает возможность поддерживать постоянную скорость в клетях чистовой группы, обеспечивая более жесткие допуски по геометрическим размерам готовой продукции. Чистовая группа клетей представляет собой шесть чистовых четырехвалковых клетей. После прокатки в чистовой группе клетей прокат по отводящему рольгангу поступает на участок смотки. Для охлаждения проката перед смоткой отводящий рольганг оборудован системой ламинарного охлаждения с коллекторами типа «водяная стена». После смотки, обвязки и маркировки рулоны поступают на участок складирования и отгрузки горячекатаных рулонов, либо, в зависимости от требований заказа, передаются на участок листоотделки, где производится продольная и поперечная порезка проката.

Основываясь на преимуществах тонкослябовой технологии совмещённой с прямой прокаткой большие усилия были сосредоточены на производстве микролегированных сталей. На ЛПК освоено производство рулонного проката для арктических условий, конструкционных, среднеуглеродистых и коррозионностойких сталей. Общая концепция технологии ЛПК состоит в строго доперитектическом и послеперитектическом содержании углерода (0,04-0,07%) и (0,17-0,30%), минимально необходимым для твёрдорастворного упрочнения стали содержанием марганца до 1,5% и кремния до 0,6%. Технология модифицирования кальцием и церием сталей с требованием по стойкости в H_2S -средах обеспечила высокую стойкость проката к водородному растрескиванию [6]. Для обеспечения хладостойкости в низкоуглеродистые стали вводят микролегирующие элементы Nb, V либо используют комплексное микролегирование (Nb-V) [7]. Добавки хрома в углеродистые и низколегированные конструкционные стали обеспечивает их коррозионную стойкость [8]. Хром располагается после марганца по своей способности повышать устойчивость аустенита в промежуточной области фазового превращения [1]. Марганец принадлежит к легирующим элементам,

расширяющим γ -область, в низкоуглеродистых сталях с содержанием марганца более 1,5% при охлаждении с температуры конца прокатки фазовые превращения смещаются в промежуточную область либо в мартенситную область. Особенности диффузионных процессов в ходе фазовых превращений в марганцевых сталях таковы, что при определённых составах в структуре стали могут одновременно присутствовать перлит, структуры промежуточной области, мартенсит и аустенит. Снижение температуры A_{r3} в областях с высоким содержанием Mn по сравнению с областями с низким содержанием Mn приводит к промежуточному превращению и возникновению сегрегации во время фазового перехода при охлаждении. Промежуточное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в верхней части его температурного интервала сопровождается интенсивным перераспределением углерода в непревращённую часть аустенита, тем самым обогащая его. Разная степень обогащения непревращённого аустенита углеродом предопределяет образование различных вторичных фаз [9-10]. Выделение карбидов и карбонитридов Nb, V играет важную роль в процессах структурообразования на различных стадиях технологического процесса: нагрев, деформация, охлаждение. Ниобий в твёрдом растворе аустенита либо в виде соединений NbC снижает температуру $\gamma - \alpha$ превращения, эффективно измельчает зерно аустенита, тормозит рекристаллизацию при термомеханической обработке. Ванадий образует частицы в процессе или после $\gamma - \alpha$ превращения, которые обеспечивают дисперсионное твердение. При микролегировании существует большая зависимость дисперсионного твердения от размера, объёмной доли, расстояния между выделенными частицами. Отечественные и зарубежные современные публикации содержат большое количество научных разработок по микролегированным сталям разных способов производства. Исследованиями тонкослябовой технологии показано, что выделившиеся при затвердевании сляба комплексные частицы формы Nb(C, N) размером 100-150 нм частично растворяются в аустените при температуре выдержки слябов в туннельной печи 1100 – 1170°C.

Кроме низкоуглеродистых микролегированных марок сталей пользуются широким спросом в промышленности горячекатаные стали химической

композиции C-Mn-Si. Например, из горячекатаного проката стали марки 30Г производят обсадные трубы группы прочности K55 в соответствии с ГОСТ Р53366 (отечественный аналог API 5CE). В трубе должны быть обеспечены предел текучести $\sigma_t=379-552$ Мпа, временное сопротивление разрыву σ_b не менее 655 Мпа. Для выполнения вышеуказанных требований в трубе необходимо обеспечение низких значений (менее 0,7) отношения предела текучести к временному сопротивлению разрыву в рулонном прокате. Горячекатаные стали состава C-Mn-Si обладают высокими показателями прочности, пластичности и формуемости. Микроструктура горячекатаного проката стали марки 30Г как правило состоит из двух фаз и механические свойства зависят от дисперсности второй фазы либо от получения однородной полностью бейнитной структуры при непрерывном охлаждении. Тонкослябовая технология имеет отличительные особенности в части формирования структуры по сравнению с классической разливкой и прокаткой классического сляба. Благодаря уменьшенному сечению слябы затвердевают гораздо быстрее, чем обычные классические слябы. Это приводит к уменьшению расстояния между дендритными осями, что выгодно с точки зрения микросегрегации и повышения однородности структуры. В структуре достигается более мелкий размер зерен литого аустенита по сравнению с классическим слябом. После затвердевания сляб помещают в туннельную печь на 20-30 минут при температуре от 1150°C до 1170°C. Основными препятствиями на пути получения сталей с высокими свойствами являются неоднородная исходная микроструктура непрерывнолитой заготовки и крупные аустенитные зерна, образующиеся в ходе горячей деформации. [1, 11-19].

Поступающий на стан сляб имеет неоднородную аустенитную структуру с размером зёрен в среднем до 525 мкм, максимум — до 2100 мкм и слабо зависит от химического состава стали. Экспериментально установлено, что в условиях ЛПК при томлении сляба толщиной 90мм в туннельной печи при 1150-1170°C размер исходного зерна аустенита в слябе изменяется незначительно [11]. Исследования слябов толщиной 50мм подтверждают, что до- и после выравнивающего нагрева слябов при 1100°C средний размер зерна аустенита одинаковый [20]. Отсутствие

повторного нагрева сляба и ограниченное количество проходов термомеханической деформации оставляют меньше возможностей для измельчения аустенитного зерна, что может привести к сохранению некоторых крупных зерен в конечной микроструктуре. В обычном процессе прокатки слябов перед чистовой прокаткой размер зерна аустенита в раскатах составляет менее 50 мкм. Для достижения высоких свойств в прокате необходимо получение возможно более дисперсной исходной литой структуры перед термомеханической обработкой сляба. Измельчение аустенитного зерна возможно регулированием режимов разливки стали и за счёт увеличения количества центров зародышеобразования аустенита во время фазового превращения дельта-феррита в аустенит [21].

В работе [22] описывается способ достижения высоких показателей прочности, пластичности и вязкости без легирования стали дорогостоящими химическими элементами. Содержание углерода ($0,25 \div 0,37\%$), марганца ($0,80 \div 1,45\%$) и кремния ($0,20 \div 0,35\%$) в сочетании с режимами нагрева слябов, черновой и чистовой прокатки позволяет сформировать равномерную мелкозернистую зёрненную структуру аустенита, предотвращает частичную рекристаллизацию и формирование разноточности. После завершения чистовой прокатки горячекатаный стальной прокат на отводящем рольганге охлаждают водой со скоростью $10^\circ\text{C}/\text{с}$ или более с целью управления полиморфным $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением и измельчения размеров ферритных зерен и перлитных колоний в результате увеличения количества центров зарождения α -фазы при снижении температуры превращения.

Прокатка в условиях ЛПК низкоуглеродистых микролегированных сталей формирует большое количество наноразмерных частиц размером 2-5 нм Nb (С, N), обеспечивая оптимальную структуру для коррозионной стойкости и хладостойкости. Ванадий сохраняется в твёрдом растворе, обеспечивая прочностные характеристики проката [1, 11].

Производство металлопродукции ответственного назначения с комплексом особых эксплуатационных требований обеспечивается качественными

показателями каждого из этапов металлургического передела. В совмещённом процессе разливки и прокатки стали требуется глубокое понимание процесса формирования структур и свойств сталей. На структурообразование в ходе прокатки могут повлиять размеры литых зёрен и химические сегрегации, обусловленные условиями затвердевания. Важными практическими аспектами получения более высоких уровней пластичных и вязкостных свойств сталей является систематическое исследование эволюции микроструктуры сталей, серийно производимых на литейно-прокатном комплексе в ходе затвердевания и термомеханической обработки.

1.2 Металловедческие аспекты производства стального проката

1.2.1 Особенности формирования и оценки параметров структуры непрерывнолитой заготовки

Механизм затвердевания расплава в ходе разливки в определенной мере влияет на общую чистоту, определяет химическую неоднородность, вязкость, сопротивление сероводородному растрескиванию (НС), центральную пористость (возможное последующее осевое расслоение) и качество поверхности проката [1]. Внутренние дефекты непрерывнолитого металла, или неисправимы, или требуют очень больших затрат на их устранение на последующих металлургических переделах [23]. Затвердевание сляба при разливке приводит к макроскопическому и микроскопическому разделению химических элементов между исходной жидкостью и растущими твердыми кристаллами. Формируются два основных типа химической неоднородности: зональная и дендритная сегрегация [24]. На макроскопическом уровне разделение или сегрегация химических элементов преимущественно происходит на осевой линии непрерывнолитых заготовок. Зональные сегрегации, сосредоточенные в центре сляба, образуют известную осевую химическую неоднородность сляба, трансформирующуюся при прокатке в сегрегационную полосу штрипса [25-27].

В промышленных условиях химическую неоднородность непрерывнолитых заготовок контролируют методом снятия серных отпечатков по Бауману (для сталей с содержанием серы более 0,006%) и травлением макротемплетов в кислотах

[23]. Наиболее распространёнными реактивами для определения дефектов внутреннего строения литых сталей являются подогретый водный раствор соляной кислоты и раствор пероксодисульфата аммония комнатной температуры по ГОСТ 10243-75 «Сталь. Методы испытаний и оценки макроструктуры». Стали с различным химическим составом по-разному чувствительные к травлению, что может повлиять на результаты оценки внутреннего качества, которое определяется по изменению степени травимости плоскости темплета. Визуальная оценка без увеличительных приборов протравленной контрольной плоскости макротемплета показывает уровень макродефектов, но не даёт информации о микроструктуре сляба, сформированной в зависимости от различных условий разливки. В настоящее время уделяется большое внимание к адаптации метода ультразвукового контроля для изучения внутреннего качества непрерывнолитого металла, есть результаты оценки макроструктуры слябов толщинами более 200мм [28]. Этот способ является экологичным и позволяет получить результаты в объёме металла, что является значительными преимуществами по сравнению с «горячим» травлением. В литературе нет сведений об изучении методом ультразвукового контроля внутреннего качества слябов толщинами менее 200мм.

Оценка макроструктуры перечисленными выше способами используется преимущественно в оперативном контроле качества металлопродукции и не позволяет измерить количественные и качественные характеристики химической неоднородности. Для исследования сегрегации по толщине сляба используют методы количественного химического анализа [23, 25, 27, 29-33]. Обычно при этом способе оценка химической неоднородности сводится к расчёту коэффициента сегрегации равным отношению изменения содержания данного химического элемента в участке сляба к среднему содержанию элемента в слябе либо отношением к содержанию элемента в маркировочной пробе. [23, 31-36]. Коэффициенты сегрегации преимущественно используются для сравнения разных слябов: больше/меньше уровень химической неоднородности. Для оценки зональной химической неоднородности может служить математический коэффициент вариации [37]. Коэффициент вариации применяется при изучении

рассеивания свойств материалов и показывает какую долю составляет средний разброс случайной величины относительно среднего значения этой величины. Рассчитанные коэффициенты вариации позволяют дать оценку измеренному уровню сегрегации в объёме непрерывнолитого сляба без необходимости сравнения между разными слябами.

Химическая неоднородность в процессе горячей пластической деформации наследуется структурой горячекатаного листа, что может служить причиной снижения работы удара и относительного сужения в направлении толщины листа [38]. В исследованиях [39] отмечается, что ликвация проявляется не только в формировании структурной неоднородности повышенной твердости, но и в формировании микротрещин в середине толщины проката. Структурная неоднородность снижает стойкость к коррозионному растрескиванию, после испытаний образцов коррозионные трещины образуются в области осевой химической неоднородности [40].

Исследования процессов затвердевания показывают, что условия разливки оказывают значительное влияние на литую структуру и распределение химических элементов по толщине. Например, при изменении скорости разливки сегрегация может становиться более выразительной [41]. При последующей обработке непрерывнолитой заготовки отдельные сегрегационные участки могут привести при охлаждении к образованию нежелательных структурных фаз, например, мартенсита. В области непрерывной разливки следует учитывать образование внутренних «горячих» разрывов при затвердевании металла. Регулярное изучение закономерностей технологического влияния на изменение макроструктуры показало, что при экспериментальном увеличении скорости разливки более установленного предельного значения в макроструктуре слябов стали 30Г могут присутствовать внутренние трещины, перпендикулярных широкой грани [14, 16]. Поверхность, полученная расщеплением вдоль внутренней трещины в макроструктуре заготовки, представляет собой два типа хрупкого разрушения: транскристаллитный скол с плоскими фасетками и межзеренное разрушение по границам дендритных колоний (рисунок 1.2) [16, 42].

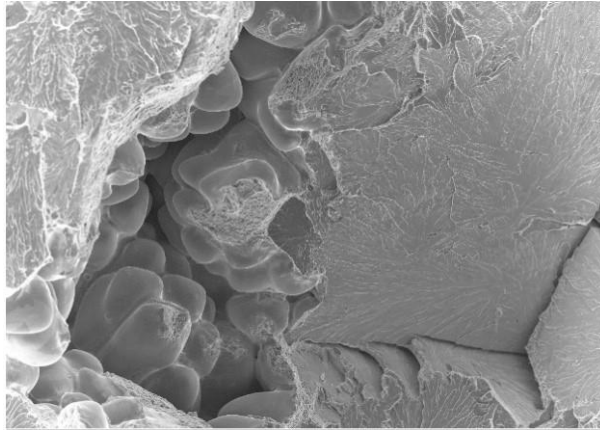


Рисунок 1.2 - Внешний вид поверхности разрушения образцов по месту внутренней трещины в макроструктуре сляба

Разрывы в непрерывнолитой структуре по сравнению с основной матрицей металла, обогащены химическими элементами, что характерно после образования трещин по фронту кристаллизации и заполнения ликвидирующими элементами [23, 25, 43-44]. Механизм образования горячих разрывов в условиях непрерывной разливки связан с деформацией заготовки в твёрдо-жидкой двухфазной области и зависит от состава стали, скорости деформации, скорости затвердевания, термической усадки во время затвердевания [45]. В условиях литейно-прокатного комплекса установлено, что образование внутренних трещин связано с явлением выпучивания корочки непрерывнолитой заготовки между роликками сегментов МНРС, что приводит к повышенным напряжениям и разрывам на границе твердой и жидкой фаз [1, 46-48] (рисунок 1.3).

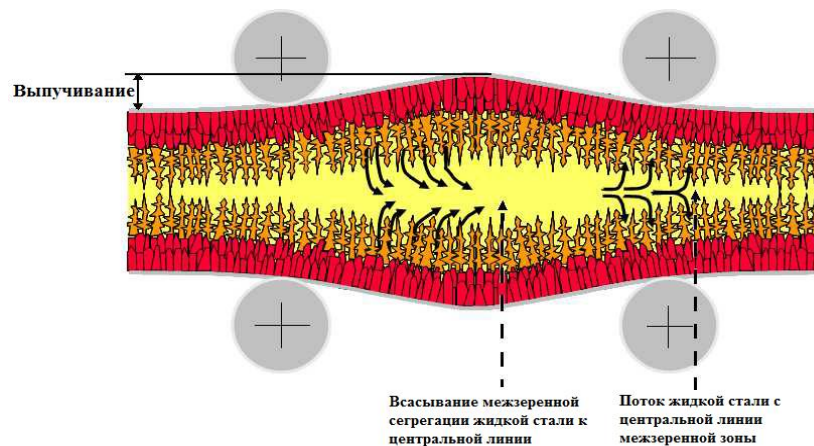


Рисунок 1.3 - Выпучивание корочки сляба в интервале между роликками

Для снижения негативного фактора выпучивания, препятствующего стабильности условиям скоростной разливки была выполнена модернизация

роликовой проводки МНРС по сокращению межроликового расстояния в сегментах за счет увеличения количества роликов уменьшенного диаметра. В новом техническом решении шаг роликов в сегментах исключал кратность повторения смежных межроликовых расстояний, что позволило снизить влияние периодической цикличности деформационных и тепловых явлений в перемещающейся корочке непрерывнолитой заготовки. Модернизация роликовой проводки МНРС с уменьшением диаметра роликов и увеличением их количества в сегментах (рисунок 1.4) позволила достичь эффективного результата по сокращению балла и количества внутренних дефектов при использовании высоких скоростей разливки, обеспечив таким образом условия для увеличения производительности.

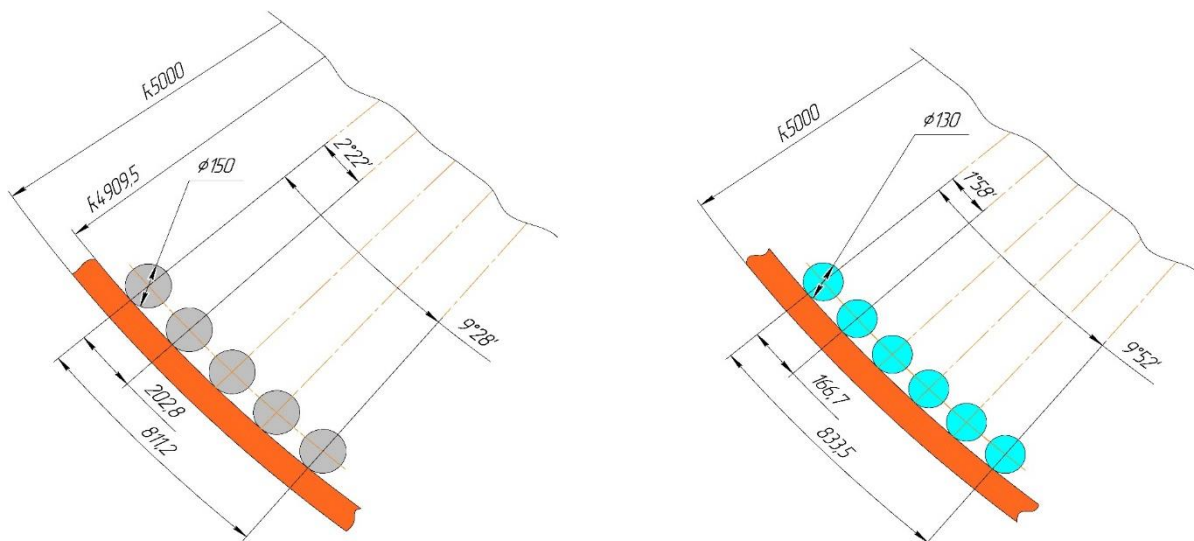


Рисунок 1.4 - Схема уменьшения шага между роликами в сегменте МНЛЗ

В результате устранения явления «выпучивания» показатели макроструктуры слэбов углеродистой стали 30Г, склонной к сегрегации, были улучшены: по количеству темплетов без наличия внутренних трещин (0 балл) более чем в 5 раз. Дополнительным преимуществом выполненной модернизации явилось более равномерные и эффективные условия вторичного охлаждения за счет увеличения количества рядов водо-воздушных форсунок, что привело к заметному улучшению качества поверхности непрерывнолитых слэбов. Такое улучшение качества дало

возможность увеличить скорость вытягивания заготовки на определенном сортаменте и, соответственно, производительность МНРС до 7%.

В вопросе влияния на структурообразование на протяжении всего технологического цикла следует рассматривать не только зональные сегрегации. Помимо макрхимической неоднородности в металле присутствуют сегрегации в микрообъемах, обусловленные дендритным механизмом затвердевания. Свойства металлических литых структур зависят от строения дендритов и концентрации ликватов между ними. Микросегрегации, которые характеризуют химическую неоднородность по сечению дендрита и междендритного пространства в реальных условиях являются следствием неравновесного затвердевания сплавов [49]. Концентрация растворённого вещества в дендрите увеличивается от сердцевины к его периферии и традиционно называется дендритной сегрегацией либо микросегрегацией и рассчитывается как отношение основных легирующих и примесных элементов в междендритном пространстве и в осях дендритов [43, 50].

Замечено в ходе дилатометрических исследований, что после термической обработки даже в небольших по размерам образцах стали диаметром 4–5 мм, в которых скорость охлаждения в разных микрообъемах должна различаться незначительно, структура продуктов распада неоднородная [67]. Причинами этого различия могут быть устойчивое влияние исходной литой структуры заготовки на конечную структуру. Различие в химическом составе осей и межосевых участков дендрита, сохранившееся в конечной микроструктуре проката, необходимо учитывать при анализе термокинетических диаграмм распада аустенита в конструкционных сталях.

При исследовании дендритной сегрегации в слябе решающее значение имеет выбор методики определения степени микрохимической неоднородности. Уровень развития дендритной сегрегации зависит от дисперсности дендритного строения. Внешние размеры дендритного кристалла определяются ростом его осей первого порядка, а внутренне строение – формированием боковых осей второго порядка (рисунок 1.5) [3]. Количество дендритных элементов на единицу длины либо соотношение площадей (объёмных долей) занимаемой осями и межосными

промежутками определяет плотность дендритной структуры [24, 51-55]. Самым распространённым в исследованиях параметром, являющимся мерой химической неоднородности и определяющим технические свойства литого металла, является расстояние между ветвями дендритов второго порядка λ_2 . Чтобы снизить дендритную сегрегацию, химические элементы должны диффундировать через расстояния между дендритными осями. Следовательно, расстояние между дендритными осями является одним из факторов степени химической неоднородности.

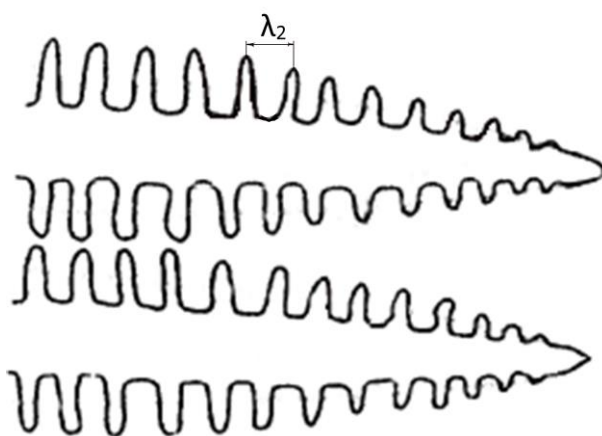


Рисунок 1.5 - Схема строения дендрита

Результаты моделирования показывают, что наибольшее влияние на λ_2 из компонентов замещения оказывает кремний. Введение 1% кремния в сплав Fe-0,2%С приводит к уменьшению λ_2 на 20%. Введение 1% Mn сказывается не столь значительно, λ_2 уменьшается на 3% [3]. Оптическая микроскопия с применением автоматического анализа изображения позволяет исследовать первичную дендритную структуру на шлифах, подготовленных по современным металлографическим методикам [27]. Одним из способов выявления дендритной структуры на металлографических шлифах является сегрегационное травление. Разная склонность к травимости участков шлифа с различным содержанием химических элементов приводит к получению картины характерной дендритной структуры. Подготовленные из разных участков сечения сляба шлифы травят чередующимися многократными подходами втирания реактива Розенгайна и полировки поверхности шлифов [56]. Ещё одним способом выявления дендритной

структуры является травление образцов в свежеприготовленном насыщенном при комнатной температуре водном растворе пикриновой кислоты, подогретом до температуры 70-90 °С с добавлением 1-10% поверхностно-активных веществ [57-58]. Выявленную травлением дендритную структуру анализируют методами количественной металлографии с применением оптических микроскопов, оснащённых компьютерными программами анализа изображений. При просмотре травленных шлифов в оптический микроскоп дендритные ветви и междендритные пространства различаются цветом. Разделить эти составляющие на гистограмме распределения по уровню серого довольно просто и измерить в автоматическом режиме параметры дендритной структуры, такие как плотность, расстояние между осями первого и второго порядка.

Однако для сегрегационного травления шлифов на изображение в значительной степени накладывается ферритно-перлитная структура и зачастую в низкоуглеродистых сталях первичные дендриты плохо видны. Этот неудовлетворительный результат подчеркивает необходимость альтернативных методов исследования дендритной структуры. Например, используя базы параметров дендритной структуры, полученные разными исследователями при различных скоростях охлаждения и содержании углерода в стали, получили эмпирическую зависимость расстояния между осями второго порядка при содержании углерода $\leq 0,15\%$ (1) и формула (2) для содержания углерода $> 0,15\%$ [59].

$$\lambda(\text{мкм}) = (169,1 - 720,8 * C) * CR^{-0,4935} \quad (1)$$

$$\lambda(\text{мкм}) = 143,9 * CR^{-0,3616} * C^{(0,5501-1,996C)} \quad (2)$$

где, λ – расстояние между осями второго порядка, мкм;

CR – скорость охлаждения, °С/сек;

C – содержание углерода (масс %)

Инструментом для исследования и прогнозирования характера затвердевания является математическое моделирование процессов затвердевания. Во многих случаях количественная оценка фаз при затвердевании и дендритная сегрегация непрерывнолитого сляба может быть выполнена в Thermo-Calc вместе

с дополнительным диффузионным модулем (DICTRA). Расчёты базируются на физических принципах металлургии [1, 60].

Для прямых измерений концентраций химических элементов в объёмах занятых дендритами и междендритными пространствами используется метод электронно-зондового микроанализа [61]. Микроанализаторы, которыми оснащены современные электронные микроскопы, позволяют определить содержание элементов в минимальных объёмах стали. Высокая локальность микрорентгеноспектрального анализа позволяет количественно определить распределение элементов по сечению дендритов и междендритных промежутков. Картирование концентраций и количественная визуализация распределения химических элементов позволяет изучить дендритную структуру. Как видно из рисунка 1.6 наиболее четкое изображение дендритов показывает карта концентраций марганца. Это связано с низкой скоростью диффузии марганца. Характер первичных дендритных структур очень хорошо согласуется с картами распределения элемента, предпочтительная ориентация дендритных осей сменяется зоной неориентированных дендритов (рисунок 1.6). Эта сегрегационная структура образовалась при затвердевании и охлаждении расплава. Карты распределения концентраций элементов позволяют измерить параметры дендритной структуры и рассчитать значения микросегрегаций по толщине слябов [62]. Карты остальных элементов не отражают структурных деталей, поскольку происходит частичное выравнивание концентраций в пробах из-за более высоких скоростей диффузии [63].

Совершенно иную структуру можно увидеть на изображениях распределения углерода. Распределение углерода показывает ферритно-перлитную структуру, сформовавшуюся с учётом ранее образованной аустенитной структуры. Согласно рекомендациям [61] площадь анализа должна составлять не менее 1 мм^2 .

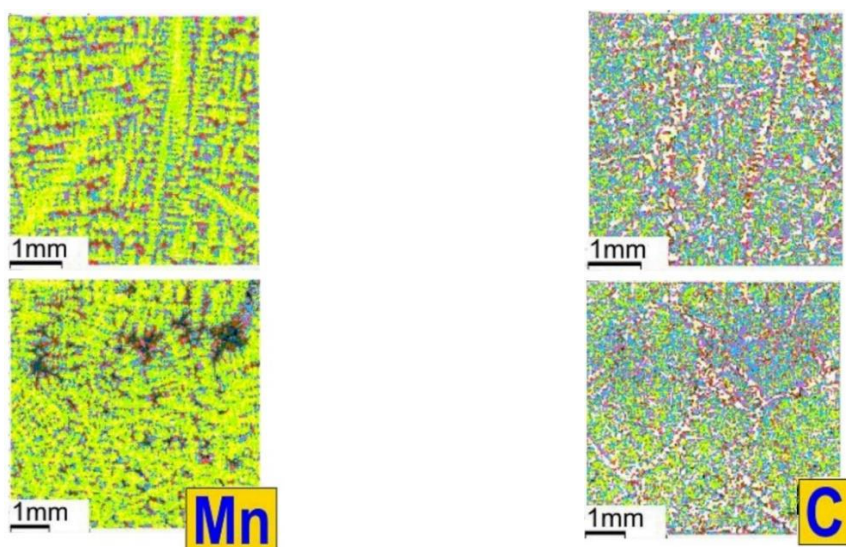


Рисунок 1.6 - Распределение марганца и углерода по площади, занятой дендритными остовами и междендритными пространствами

Аналитический метод элементного анализа в участках соизмеримых с дендритными осями и междендритными пространствами и картографическое представление результатов позволяет измерить параметры дендритных структур в сталях с низким содержанием углерода (менее 0,07%), в которых способ сегрегационного травления обычно не даёт положительного результата.

В исходной литой структуре, сформированной при затвердевании непрерывнолитых слябов, параметры дендритов неодинаковые по толщине. За зоной мелких дендритов у поверхности сляба располагается участок строго ориентированных дендритных осей первого порядка, который переходит в зону неупорядоченных дендритов. Неоднородный характер первичной структуры объясняет резкое переохлаждение металла и появление значительного количества зародышей в поверхностном слое. Понижение интенсивности охлаждения в процессе затвердевания приводит к образованию столбчатых дендритов. В основном в середине толщины нет возможности развиться в крупные дендриты, так как они мешают друг другу в росте. Существенным различием между технологиями разливки слябов разных толщин является быстрое затвердевание слябов толщиной менее 150мм. Время затвердевания обычного сляба толщиной 250мм составляет 22,5минуты. Для сляба толщиной 80мм требуется 2,5минуты, толщиной 50мм – 1,5минуты. Более быстрое затвердевание способствует

измельчению структуры за счёт образования большого количества зародышей кристаллизации [64]. Уменьшение расстояния между дендритными осями способствует получению более прочных и пластичных характеристик литого металла [51]. Параметры дендритной структуры низкоуглеродистых микролегированных сталей в слябах подробно изучены в зарубежных работах [21, 65, 66, 18, 19]. При моделировании процесса разлива показано, что в литой структуре слябов толщиной менее 100мм расстояние между дендритными осями второго порядка составляет 24-32мкм [65]. Результаты систематических прямых измерений параметров дендритов, показывают иные результаты. В слябах толщиной 50мм из низкоуглеродистых микролегированных ниобием сталей ($C=0,059\%$, $Si=0,210\%$, $Mn=1,15\%$, $Nb=0,035\%$), разлитых на CSP (Compact Strip Production – компактное производство полосы) расстояние между вторичными осями в литой структуре увеличивается от 90мкм до 300мкм от поверхности к центру сляба [54, 35]. В то время как при увеличении содержания ниобия с 0,035% до 0,063% расстояние между осями второго порядка снижается: у поверхности составляет 40мкм и 250мкм – в середине толщины сляба. Для сравнения в непрерывнолитом слябе из углеродистой стали толщиной 230мм расстояние между осями второго порядка изменяется от края к середине толщины от 90 до 300мкм, в слябе толщиной 250мм в середине толщины этот параметр достигает 420 мкм [27, 54]. В доступной литературе отсутствуют сведения о параметрах дендритной структуры в слябах углеродистых сталей, разлитых по тонкослябовой технологии толщиной 90мм и промежуточной толщины 105мм.

Большой объем исследований по полосчатым сталям дает неопровержимые доказательства того, что полосчатость, повышающая анизотропию механических свойств горячекатаного проката, является следствием микросегрегации в стали. В ходе деформации дендритные области с низкой концентрацией легирующих элементов, так же, как и междендритные области с высокой концентрацией легирующих элементов растягиваются в строчки параллельно направлению течения деформации [44]. Полосчатая феррито-перлитная структура, возникающая при прокатке низко- и среднеуглеродистых сталей с последующим медленным

охлаждением раскатов, является неблагоприятным структурным фактором и в некоторых случаях даже может являться причиной отбраковки металлопродукции. Полосчатые структуры оказывают негативное влияние на работу разрушения прокатанной стали, особенно в поперечном направлении относительно направления деформации. Также характер полосчатой микроструктуры оказывает значительное влияние на стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением [68-70]. В зависимости от скорости охлаждения с конца прокатки металла чаще всего встречаются типы структурных полос: ф/б, ф/м, п/б, п/м, б/м, где ф-феррит, п-перлит, б и м – соответственно относятся к бейниту и мартенситу. Показано, что получение высокой хладостойкости, прочности и одновременной стойкости к водородному растрескиванию в низкоуглеродистой стали микролегированной ниобием и ванадием возможно за счёт сочетания структур из 5-15% перлита и/или бейнита и 85-95% феррита с долей не менее 40% квазиполигонального феррита. При содержании перлита и/или бейнита более 15% хладостойкость снижается. При более высоком содержании перлита в структуре появляется перлитная полосчатость, что ведёт к снижению стойкости к водородному растрескиванию [71]. Считается, что полосчатые стали содержат некоторую степень удлиненных включений, в наследуемых прокатом междендритных пространствах, что может способствовать снижению поперечных свойств [44, 29]. При затвердевании расплава в ликвационных участках содержание серы и марганца может увеличиваться [6]. Марганец, обладая повышенным сродством к сере, образует сульфиды MnS в ликвационных полосах, провоцирующих снижение стойкости к коррозионному растрескиванию. Считается, что сульфидные включения MnS в деформированной структуре являются реперными точками, позволяющими однозначно идентифицировать междендритное пространство, образованное при «захлопывании» дендритной ячейки в конце затвердевания [72]. Разработанные технологии обработки расплава на литейно-прокатном комплексе обеспечивают ультранизкое содержание серы ($\leq 0,0010\%$) и стабильные результаты по стойкости к водородному растрескиванию. Модифицирование стали кальцием связывает серу в мелкодисперсные сульфиды

кальция в ходе затвердевания сляба и исключает формирование сульфидов марганца. Мелкие оксиды редкоземельного элемента церия являются подложкой для осаждения сульфидов кальция, препятствуя обогащению серой ликвационной зоны [6].

Волокнистая структура, наследуемая с дендритной структуры, приводит к анизотропии свойств и способствует ухудшению прочности, пластичности и вязкости в поперечном направлении плоскости проката [10, 73, 74]. Основной проблемой при испытании на стойкость к коррозионному растрескиванию является структурная неоднородность и образование коррозионных трещин в области химической неоднородности [40]. Обычно технологические усилия по устранению негативного влияния сегрегаций на показатели физико-механических свойств сосредоточены на разработке режимов термомеханической обработки. Например, несколько снизить химическую неоднородность, сформированную в литой структуре низколегированной стали, позволяет предпрокатный перекристаллизационный отжиг непрерывнолитых слябов при 930°C и выдержке 3,5 часа с охлаждением в печи до температуры 500°C [75]. Однако автор сообщает, что полного устранения негативных факторов литого состояния предпрокатным отжигом слябов достичь не удаётся. С целью снижения эффекта зональной и дендритной сегрегации на структурную неоднородность авторы рекомендуют выполнять горячую пластическую деформацию низкоуглеродистых сталей сплава со степенью более 87,5% (коэффициент вытяжки при прокатке от 8 крат и более) и охлаждать от температуры аустенизации до температуры минимальной устойчивости аустенита со скоростью более 23°C /сек [47-48].

В совмещённом процессе разливки и прокатки слябов отсутствует этап отжига слябов. Уровень зональных и дендритных сегрегаций в слябах, разлитых по тонкослябовой технологии, их трансформация в ходе прокатки и влияние на качество конечной продукции не освещены в доступной литературе. Отсутствие повторного нагрева слябов и ограниченное количество проходов термомеханической обработки в условиях ЛПК оставляют меньше возможностей для устранения влияния исходных сегрегаций. Структурное состояние,

сформированное при преобразовании литой структуры в деформированную на этапе черновой прокатки, наследуется при чистовой прокатке [8, 78]. Следовательно, необходимо контролировать структурное состояние до начала прокатки при разливке и затвердевании слэбов, чтобы в полной мере использовать принцип образования структуры в процессах термомеханической обработки. Для технологического прогнозирования влияния химического состава и условий затвердевания на параметры литой структуры, как правило, используют математические модели, основой которых являются физико-химические принципы в процессах.

Размеры дендритов являются важными характеристиками, потому что определяют размер и направление роста первичных зёрен в литой структуре. При затвердевании непрерывнолитого слэба в результате обрастания осей дендритов (кристаллитов) затвердевшим металлом образуется первичная зёрненная литая структура. Естественная граница взаимной встречи областей, в которых происходит смена ориентации роста дендритов, создаёт границу литых зёрен. В области первичных зёрен все дендриты имеют одинаковую ориентацию [45]. Значительное расстояние между дендритными осями приводит к образованию крупных зёрен аустенита. На рисунке 1.7 показано схематичное сочетание дендритной структуры с зёрненной структурой.

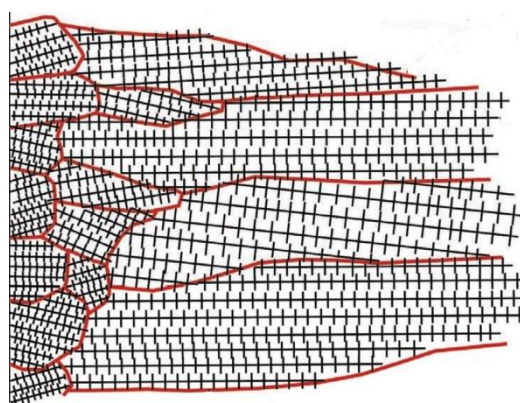


Рисунок 1.7 - Сочетание дендритной и зёрненной литых структур

Присутствие даже незначительной объёмной доли крупных зёрен влияет на рекристаллизацию при термомеханической обработке [19].

Основным способом, определяющим дисперсность внутренней структуры непрерывнолитой заготовки, является интенсивность охлаждения расплава. Высокие скорости охлаждения позволяют достичь высокой степени структурной однородности, с минимальной степенью химической неоднородности. Дисперсная микроструктура непрерывнолитых слябов в сочетании с термомеханической обработкой обеспечивает уникальные физические, механические и химические свойства металла [51].

При затвердевании сталей с перитектическим содержанием углерода первыми образующимися дендритами из жидкой стали являются кристаллы дельта-феррита. Затем при понижении температуры происходит реакция фазового превращения дельта-феррита в аустенит, а еще позже из аустенита образуется феррит и перлит. При изучении макроструктуры непрерывнолитых слябов можно наблюдать аустенитные зёрна, сформированные при переходе $\delta \rightarrow \gamma$ в ходе охлаждения и укрупнённые при высокотемпературной выдержке. Это связано с тем, что при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении в литой структуре низкоуглеродистых марках стали бывшие зёрна аустенита выделяются ферритными выделениями или ферритной сеткой [27, 79]. Зернограничный феррит прежде всего возникает на границах зерен аустенита. Если их рост происходит в «стесненных» условиях, то на границах аустенитного зерна могут сформироваться сплошные или разорванные сетки феррита. Такой феррит получил название аллотриоморфного. Он образуется при более высоких скоростях охлаждения, чем полигональный феррит. Ферритные выделения при охлаждении литой структуры позволяют наблюдать границы и оценить размеры бывших аустенитных зёрен. Вопрос взаимосвязи дендритной и структурной неоднородности в металле, разлитом в слябы толщинами менее 200мм, не широко освещён в литературе. Обычно литую структуру при тонкослябовой технологии описывают без учёта ранее сформировавшейся дендритной структуры [7-8, 26, 78] и не определяют зависимость между характером дендритной структуры и литыми зёрнами. В исследовании сляба толщиной 250мм не было замечено строгого соответствия между дендритной и литой зёрненной структурой в феррито-перлитной стали доэвтектоидного состава

[27]. Граница литых зёрен может проходить по междендритному пространству, также несколько дендритных осей могут пересекать одно или несколько зёрен. Когда затвердевание происходит через перитектический фазовый переход вторичная структура может совпадать не в полной мере с характером первичной структуры. Гармоничное сочетание литых зёрен с первичными дендритами возможно наблюдать у сталей, которые не претерпевают фазовых изменений во время охлаждения (аустенитные стали). У сталей неаустенитного класса, возможно наблюдать вторичные структуры, образовавшиеся вследствие распада аустенита [80].

В макроструктуре по толщине непрерывнолитого сляба низкоуглеродистых сталей зёрненная структура неоднородная. Растущие зёрна увеличиваются от поверхности к центру. В действительности картина зёрненной структуры имеет сходство с неоднородным характером исходной дендритной структуры. Если литую неоднородную крупнозёрненную структуру не подвергать рекристаллизации при предпрокатном нагреве, то размер исходного аустенитного зерна может оказывать значительное влияние на дальнейшее структурообразование. Может сформироваться неоднородная структура аустенита после черновой прокатки. В разных условиях затвердевания размеры исходных аустенитных зёрен могут различаться. Обычно для изучения характера и измерения литых зёрен используют общепринятые сечения в продольных либо поперечных направлениях относительно главной оси непрерывнолитой заготовки [5, 20, 81, 82]. В этих плоскостях в зонах столбчатой структуры литые зёрна представлены неравноосной формой и их измерение возможно выполнить по методу подсчёта неравноосных зёрен в 1 мм^3 шлифа ГОСТ 5639. Данный способ позволяет измерить плотность зёрен и не даёт информации о распределении размеров исходных аустенитных зёрен по толщине литой структуры сляба, затвердевших при различных режимах. Измерение возможно выполнить в сечениях нетрадиционного направления - параллельно широким граням на металлографических шлифах, изготовленных на различных расстояниях по толщине сляба [79]. В этих сечениях зёрна представлены равноосной формой и средний условный диаметр зёрен, ограниченных

аллотриоморфным ферритом либо ферритной сеткой, вычисляется по методу подсчёта пересечений границ зёрен ГОСТ 5639.

Успешное создание технологий получения слябов и горячекатаного проката в одной технологической линии требует проведения фундаментальных исследований. Сегрегации, размеры дендритов и зёрен, сформированных при затвердевании непрерывнолитых слябов и фазовых превращениях, являются одним из факторов, определяющих состояние микроструктуры перед каждым этапом контролируемой прокатки, а также уровень вязкостных свойств готового проката [26]. Изучение тождественности зёрненной и дендритной структур в структуре слябов позволит выявить влияние ранее сформировавшейся дендритной структуры на дисперсность зёрен аустенита и сформулировать требования для создания оптимального исходного структурного состояния для термомеханической обработки.

Определение механизмов влияния строения дендритных структур, сформированных при различных параметрах разливки, на структурообразование в горячем прокате обеспечит надежное прогнозирование свойств горячекатаного проката.

1.2.2 Формирование микроструктуры и свойств в горячекатаном стальном прокате

В основе контролируемой прокатки является управление формированием структуры на всех стадиях прокатки: при предпрокатном нагреве слябов, в ходе черновой и чистовой прокатки и на стадии контролируемого охлаждения проката.

Особенностью микроструктуры горячекатаного проката, произведённого в тонкослябовой технологии, совмещённой с прямой горячей прокаткой, является присутствие в основной мелкодисперсной матрице вытянутых участков бейнитной структуры разной морфологии [1].

В литературе о классической технологии разливки слябов толщиной более 200мм нет информации о влиянии предпрокатного нагрева на дендритную структуру, относительно которой сформированы литые зёрна. Обычно рассматривается зёрненная структура сляба и её преобразование при нагреве перед

прокаткой. Повторно нагретая структура значительно отличается от непрерывнолитого состояния. Исходная неоднородность размеров зёрен минимизируется перерекристаллизационным отжигом слябов. Фазовые превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ во время цикла охлаждения и $\alpha \rightarrow \gamma$ в ходе повторного нагрева измельчают структуру. В работе [83] экспериментально установлено, что при нагреве в диапазоне температур 1080÷1250 °С и времени выдержки 30÷420 мин в непрерывнолитых слябах толщиной более 200мм из микролегированных ниобием трубных сталей в результате вторичной рекристаллизации аустенитная структура состоит из однородных относительно мелких (средний размер до 100 мкм) зерен. Могут присутствовать отдельные крупные зерна размерами 1÷6 мм в мелкозернистой матрице.

Без цикла охлаждения сляба из низкоуглеродистой микролегированной карбидообразующими элементами стали горячий посад с температурой более 750°С повышает прочность конечного готового проката, снижает его пластичность и вязкость по сравнению с процессом прокатки слябов после их нагрева с холодного посада. Объясняется это тем, что не происходит фазовой перерекристаллизации стали и частицы, выделившиеся при затвердевании и не растворившиеся при предпрокатном нагреве, полностью участвуют в упрочнении стали [117]. По оценке разных исследователей, при томлении слябов в туннельной печи при 1150-1170°С в течение 20-40 минут растворяется 15, 37, 60% выделившихся частиц [5, 11, 19-21]. Общее мнение сходится в том, что полного растворения частиц перед прокаткой не происходит.

Следствием отсутствия цикла охлаждения и повторного нагрева при тонкослябовой технологии с прямой горячей прокаткой является крупнозернистая структура. Данные, полученные при имитации тонкослябовой технологии [65] сообщают, что, средний размер исходного аустенитного зерна составляет около 3мм. Прямые измерения структуры в слябах толщиной 50мм микролегированных ниобием показывают средний размер аустенитного зерна после разливки - 735мкм, после прохождения туннельной печи – 682мкм [5]. В слябах идентичной химической композиции толщиной 90мм - средний размер зерна после выхода из

МНЛЗ составляет 500мкм, к тому же в структуре присутствуют 5-11% зёрен размером более 1200мкм, после выдержки в туннельной печи состояние структуры практически не изменяется, средний размер зерна составляет 550мкм и 6-9% зёрен размером более 1200мкм [11]. Зерна аустенита в микроструктуре слябов перед прокаткой остаются значительного размера и в среднем превышают размеры зёрен после повторного нагрева слябов от комнатной температуры [5]. Это связано с тем, что при совмещённом процессе не происходит повторной рекристаллизации для измельчения зерна, как это происходит при традиционном охлаждении и повторном нагреве слябов перед прокаткой (рисунок 1.8).

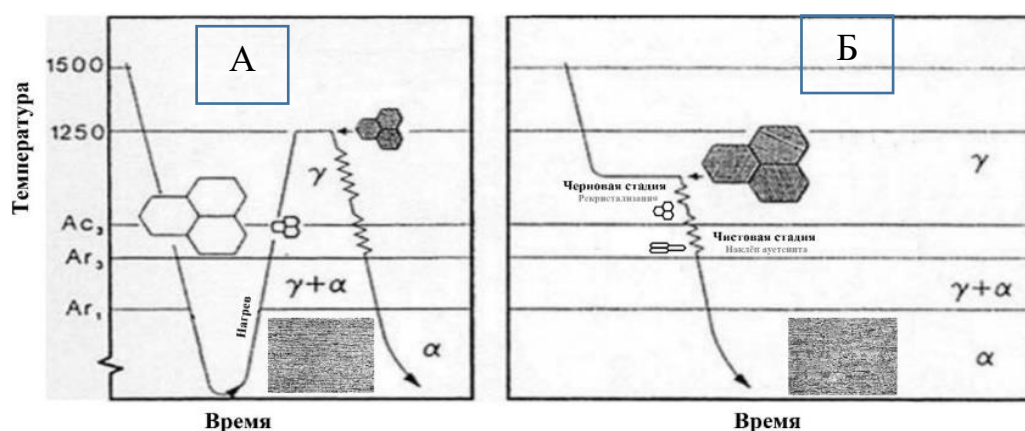


Рисунок 1.8 - Преобразование микроструктуры в разных схемах прокатки:

а) классическая технология, б) технология ЛПК

При черновой прокатке процессы измельчения рекристаллизованного зерна могут проходить не в полной мере. Крупный размер зёрен аустенита в непрерывнолитой структуре замедляет рекристаллизацию и увеличивает температуру остановки рекристаллизации. Остановка рекристаллизации – это температура, ниже которой аустенит остаётся нерекристаллизованным после деформации. В случае, если температура полной рекристаллизации выше температуры прокатки, то может произойти частичная рекристаллизация при прокатке и образование смешанной структуры. Сформированная в процессе черновой прокатки неоднородная структура не исправляется чистовой прокаткой и проявляется в формировании отдельных крупных участков бейнита в конечной микроструктуре проката, отрицательно влияющих на вязкостные свойства проката. Поэтому в тонкослябовой технологии высокодисперсная близкая к однородной

исходная литая структура является необходимой предпосылкой, чтобы в полной мере обеспечить необходимое структурное состояние металла перед началом следующего этапа термомеханической контролируемой прокатки [1].

Деформация непрерывнолитых слябов в черновой группе клетей имеет важное значение для измельчения литой структуры. Равномерность механических свойств в готовом горячекатаном прокате во многом зависит от равномерности рекристаллизованной структуры в подкате, поступающем в чистовую группу клетей. Для образования однородной структуры по толщине раската, частные деформации в ходе черновой прокатки, являются столь же важным фактором, как и температура прокатки. Деформация в чистовых клетях проката со структурой мелкозернистого аустенита ~ 25 мкм приводит к увеличению объёмной доли мелкозернистого феррита и более однородному его распределению [84]. Обжатия в отдельном проходе следует выбирать с учётом характера распределения деформации по толщине раската [85-86]. Особенностью технологии современных литейно-прокатных комплексов является то, что преобразование структуры в слябах из низкоуглеродистых микролегированных сталей происходит в результате меньшего суммарного обжатия по сравнению с традиционной прокаткой слябов толщиной более 200 мм на непрерывных широкополосных станах. [7, 12, 13, 15]. Возникают вопросы о достаточности суммарного обжатия для получения необходимой структуры и механических свойств. В связи с этим актуальной задачей является изучение степени однородности деформации в объёме тонкого непрерывнолитого сляба и достижение однородной мелкозернистой структуры рулонного проката для получения комплекса высоких механических свойств.

Вопросу формирования аустенитной структуры в процессе предварительных этапов контролируемой прокатки посвящается большое количество исследований. Согласно концепции контролируемой прокатки, черновую прокатку следует заканчивать выше температуры полной рекристаллизации аустенита, чистовую прокатку следует начинать ниже температуры торможения рекристаллизации. В ходе чистовой прокатки вытянутые зёрна аустенита с развитой субструктурой обеспечивают максимальное количество мест зарождения новых центров при

фазовом превращении. Температура конца чистой прокатки должна быть максимально приближена к температуре фазовых превращений [87-88]. При быстром охлаждении неравномерной по размерам исходной структуры фазовое превращение крупных зёрен аустенита происходит по промежуточному механизму. В рамках границ аустенитных зёрен формируется бейнит с высокой долей малоугловых границ. Эффективным барьером распространению трещин служат большеугловые границы, а малоугловые границы не препятствуют распространению трещин, служат единым кластером при разрушении. Вязкость стали может быть повышена только воздействием на исходную структуру аустенита [1, 11, 89-92].

Металловедческие исследования горячекатаного проката из сляба толщиной 90мм показывают, что минимально возможный размер зерна аустенита обеспечивается температурой деформации в черновой группе клетей 1100-1150°C и получением подката толщиной 36-45мм. После черновой прокатки на ЛПК формируется структура со средним размером зерна аустенита 30-60 мкм, в прокате средний размер действительного зерна составляет 7 – 13 мкм. [1, 7, 11-17]. Современный подход к изучению и разработке режимов горячей деформации состоит в имитации процесса на небольших образцах на лабораторных имитационных комплексах, воспроизведение результатов на прокатных лабораторных станах и далее выполнении промышленного эксперимента. Инструментом исследования является моделирование процессов структурообразования при горячей деформации [1, 11, 83, 93]. При имитации прокатки ЛПК на установке Gleeble 3800 и проведении экспериментов по прокатке с горячим посадом на лабораторном стане ДУО-300 установлено, что однократное обжатие в 50% приводит к значительной структурной неоднородности, сопоставимой с характером исходной структуры. Обжатие за два прохода по 27% за проход обеспечивает однородную структуру с размером зерна аустенита от 50 до 200 мкм. Наличие двух черновых клетей является эффективным инструментом для измельчения исходной структуры сляба ЛПК [83, 94]. Следует особо отметить, что отсутствуют исследования проката при увеличении толщины сляба.

Чтобы определить характер фактических деформаций по толщине сляба в промышленных экспериментах используют распространённый способ прокатки металла с заранее засверленными штифтами. Преимуществами метода является возможность получить и измерить реальные значения деформаций [93]. Способ промышленного эксперимента с вставными стержнями в условиях непрерывного процесса ЛПК невозможно реализовать, отсутствует этап охлаждения сляба. Ещё одним распространённым способом оценки локальных деформаций является измерение зёрен аустенита, зафиксированных в пробах, отобранных от концов раскатов [95]. Исследователи «прорабатываемости» по толщине при деформации квадратной литой заготовки в круглое сечение связывают характер деформации с раздроблением дендритной структуры (ДС) [55, 96-97]. Степени деформации вычисляют в поверхностных слоях, четверти и середине толщины заготовки относительным изменением плотности ДС. Измерение дендритной структуры в ходе обжатий непрерывнолитого сляба в процессе ЛПК может охарактеризовать равномерность локальных деформаций важных для образования однородной структуры аустенита под действием термомеханической обработки. Данный подход возможно использовать для изучения особенностей механизма деформирования по толщине слябов ЛПК.

В процессе контролируемой прокатки необходимо обеспечить структурное состояние рекристаллизованного аустенита перед чистовой прокаткой. В структуре после черновой прокатки могут образовываться крупные зёрна аустенита с последующим негативным влиянием на характер конечной структуры. Причинами образования крупных зёрен аустенита может быть малая подвижность слабо разориентированных границ литых зёрен либо границы закреплены частицами дисперсных фаз. Рекристаллизация миграцией локальных участков границ зёрен может не реализовываться, либо происходить медленно [98]. Поэтому изучение аустенитной структуры после черновой прокатки имеет большое значение. Способ определения исходного зерна аустенита в значительной степени зависит от химического состава стали. Низкоуглеродистые стали трудно поддаются сегрегационному травлению [99-100]. Изучено несколько подходов для выявления

исходного аустенитного зерна и определена модификация растворов пикриновой кислоты с добавлением додецилсульфата натрия 1,15грамм для выявления границ зерен исходного аустенита в низкоуглеродистых микролегированных сталях [57]. Добавление соляной кислоты позволяет полностью выявить как границы зерен аустенита, так и конечные структуры в этих сталях.

Контролируемая прокатка сталей микролегированных ниобием в чистовой группе клетей проводится ниже температуры остановки рекристаллизации и выше температуры фазового превращения для наклёпа аустенита, получения развитой субструктуры. В углеродистых низколегированных сталях композиции C-Si-Mn без добавки ниобия низкая температура остановки рекристаллизации значительно сужает интервал прокатки до начала фазового превращения, и чистовая прокатка выполняется выше температуры остановки рекристаллизации аустенита сталей в условиях ЛПК согласно энергосиловых характеристик оборудования [1, 101].

Ускоренное охлаждение листов после окончания прокатки во многом способствует повышению однородности и дисперсности структуры при полиморфном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Однако даже в случае применения ускоренного охлаждения не во всех случаях достигаются требуемые значения вязкости при испытаниях на ударный изгиб при отрицательных температурах [102]. В структуре горячекатаного проката могут присутствовать продукты промежуточного превращения - крупные бейнитные участки с неблагоприятной морфологией. Неравномерное зерно аустенита, полученное при черновой прокатке, сохраняется при чистовой прокатке. Нерекристаллизованные крупные зёрна аустенита с общей протяжённостью границ меньше, чем у мелких зёрен и худшими условиями для фазового превращения, приводят к образованию отдельных крупных участков бейнита речной морфологии либо больших зёрен феррита, отрицательно влияющих на вязкость стали [103-104]. Морфологию и размеры бейнитной составляющей в прокате, изготовленном прямой прокаткой из слябов с различной исходной дисперсностью структуры, возможно изучить методом дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ) [105-106]. Различие размеров зерна демонстрируют карты с обозначением участков, ограниченных большеугловыми

границами при углах разориентировки более 15° . Поскольку размер бейнитной участка ограничен величиной бывшего аустенитного зерна, то возможно установить закономерность между исходной аустенитной и конечной структурами.

Комплексные исследования показывают, что необходимая микроструктура для обеспечения вязкостных и прочностных свойств, полученная контролируемой прокаткой из слябов микролегированных ниобием, должна состоять в основном из феррита с небольшой долей смеси перлита и бейнита. Феррит должен демонстрировать переходную морфологию от полигональной к квазиполигональной формы с более высокой плотностью дислокаций. Микролегирование ниобием является экономичным и эффективным способом получения высокопрочной стали, обладающей превосходной пластичностью и ударной вязкостью за счет мелкозернистой микроструктуры. Ниобий измельчает зерно аустенита благодаря формированию наноразмерных карбидов и карбонитридов в ходе прокатки, обеспечивает торможение рекристаллизации. При сохранении ниобия растворенным в твердом растворе способствует получению бейнита. При формировании в ходе прокатки в аустените частиц карбида ниобия зерно феррита измельчается. Ниобий обеспечивает дисперсионное упрочнение при выделении частиц в феррите. В сталях могут присутствовать частицы микролегирующих элементов разной морфологии и размеров: крупные частицы средним размером около 150 нм и мелкие сферические или кубические частицы с диапазоном размеров 5-80 нм. Более крупные частицы образуются при затвердевании расплава и являются неэффективными для измельчения микроструктуры перед ускоренным охлаждением. Измельчение зёрен феррита и дислокационное упрочнение являются основными механизмами упрочнения. Лучшие прочностные, пластические, вязкостные и коррозионные свойства достигаются в прокате после высокого общего обжатия слябов, равномерного выделения по объёму металла тонкодисперсных частиц легирующих элементов, низкой температуры окончательной прокатки и быстрого ламинарного охлаждения [107-110].

При разработке технологии производства качественного стального проката необходимо учитывать взаимосвязь исходного литого состояния и химического состава со структурой и свойствами. С позиции явления структурной наследственности, активно обсуждаемом отечественными учёными с 2010 года, разрабатываются подходы к созданию современных технологий в чёрной металлургии [112-113]. Разнообразие факторов, влияющих на процессы структурообразования, создаёт определённые трудности в выявлении наиболее важных из них, действие которых наиболее эффективно проявляется в совмещённом процессе производства стального проката. Применительно к процессу ЛПК всестороннее исследование даёт возможность определить факторы литой структуры, влияющие на структурообразование конечной микроструктуры стали, произведённой способом прямой прокатки без цикла охлаждения и повторного нагрева слябов. Однако, в лабораторных экспериментах имитация термомеханической обработки, как правило, проводится на повторно нагретых образцах, что не воспроизводит в полной мере условия цикла разливки и прокатки без охлаждения и повторного нагрева. В доступной литературе не описан оптимальный способ изучения закономерностей между исходной литой структурой слябов и конечной микроструктурой стали в совмещённом процессе. Комплексное исследование внутренней структуры промышленных слябов, раскатов и горячекатаного проката, позволит установить необходимое структурное состояние стали перед каждым этапом.

Выводы по главе 1

1. Между классической разливкой заготовок толщинами более 200мм и современной технологией разливки заготовок меньшей толщины с последующей прямой горячей прокаткой существуют значительные различия. Наибольшее измельчение литой структуры получают металлурги при непрерывной разливке стальных слябов толщиной менее 150мм.

2. В цикле совмещённых процессов разливки и прокатки микроструктура непрерывнолитого сляба является основным показателем для получения структуры и свойств проката. В случае микролегированных высокопрочных

низколегированных сталей решающее влияние на формирование микроструктуры проката оказывают процессы рекристаллизации и дисперсионные выделения. Для получения ожидаемого эффекта от режимов термомеханической обработки требуется обеспечить наиболее совершенное исходное микроструктурное состояние непрерывнолитого металла перед прокаткой.

3. В готовом прокате после термомеханической обработки может сформироваться неравномерная микроструктура. Присутствие небольшой доли крупнозернистой структуры либо бейнита грубой морфологии в мелкозернистой матрице ухудшает пластические и вязкостные характеристики. Основными факторами возникновения таких участков является присутствие крупных нерекристаллизованных при предварительной черновой деформации зёрен аустенита перед $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением либо сегрегационных областей, наследуемых от литой структуры слябов. Анализ литературных источников даёт весьма обширные сведения о влиянии предпрокатного нагрева и температурно-деформационных режимов на формирование микроструктуры стального проката. Лабораторные эксперименты по имитации процессов роста зёрен и фазовых превращений проводятся на повторно подогретых образцах. В таких экспериментах микроструктура претерпевает вторичную рекристаллизацию при охлаждении и повторном нагрев. Особенность технологии объединённого процесса не воспроизводится в точности. Получить размер исходных зёрен и уровень сегрегаций в непрерывнолитой стали, поступающей на прокатку, а также определить закономерность между исходной литой структурой сляба и конечной микроструктурой проката затруднительно.

4. Микроструктура эволюционирует на каждом последующем технологическом этапе с учётом особенности структуры, образованной в процессе затвердевания. Публикации об изучении дендритной сегрегации в низколегированных микролегированных сталях не носят системного характера. В литературе отсутствуют сведения о связи скорости охлаждения при затвердевании сляба с его микроструктурой и сегрегацией. Не уделено внимание вопросу о роли

первичной дендритной структуры в эволюции структуры на каждом этапе производства стального проката.

5. Тщательное изучение особенностей структурных преобразований на каждом этапе имеет важное значение для обеспечения стабильного комплекса свойств в готовой продукции. Таким образом, необходимо изучить структурное состояние на каждой стадии совмещённого производства стального проката, чтобы в полной мере использовать принципы структурообразования для обеспечения необходимого структурного состояния металла перед началом следующего этапа. Необходимо определить и управлять наиболее характерными металлургическими аспектами, оказывающими влияние на формирование микроструктуры и свойств проката. На основании аналитического обзора поставлены цели и задачи диссертационной работы.

6. Целью диссертационной работы является: Обеспечение стабильного комплекса механических характеристик стального проката при изменении толщины сляба с 90 до 105мм в условиях непрерывной разливки и прокатки трубных сталей. В соответствии с поставленной целью необходимо решить ряд задач:

- Выполнить информационно-аналитический обзор и проанализировать основные металлургические закономерности при производстве плоского стального проката из непрерывнолитых слэбов.

- Изучить зональные, дендритные сегрегации и структуры в непрерывнолитых заготовках различных толщин.

- Измерить параметры дендритной структуры при обжатиях слэбов разных толщин и определить необходимые степени обжатия для обеспечения равномерной проработки дендритной структуры и получения однородной аустенитной структуры.

- Установить природу образования в структуре низкоуглеродистых микролегированных сталей областей с низким сопротивлением распространению трещины и предложить способы их снижения.

- Разработать и внедрить металлургические решения для формирования микроструктуры и обеспечения заданных свойств в прокате класса прочности К52 при изменении толщины сляба с 90 до 105мм, оценить экономический эффект.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

План предполагаемых исследований включает:

-измерение зональных сегрегаций с применением спектрального анализа в непрерывнолитых слябах разных толщин,

-выявление дендритной и зёрненной структуры и измерение структурных параметров в непрерывнолитых заготовках разных толщин с помощью оптической микроскопии,

-дилатометрические исследования образцов с разной дисперсностью исходной дендритной и зёрненной структуры,

-математическое моделирование формирования микросегрегаций в слябах разных толщин в линии разливки стали, проверка полученных данных с применением растровой электронной микроскопии,

-изучение с применением оптической и растровой электронной микроскопии структурных областей с низким сопротивлением распространению трещины,

-изучение деформированной дендритной структуры и рекристаллизованной аустенитной структуры в образцах после имитации черновой прокатки и в образцах от промышленных раскатов литейно-прокатного комплекса,

-изучение способом количественной металлографии относительных местных деформаций,

-определение оптимальной температуры конца прокатки построением термокинетических диаграмм,

-испытание свойств горячекатаного проката.

2.1. Материалы

2.1.1 Характеристики сталей

Для определения закономерного влияния исходной литой структуры стальных слябов в формировании микроструктуры и свойств по технологии тонкослябовой разливки и прямой прокатки выбрана углеродистая сталь марки 30Г химического состава C-Si-Mn группы прочности K55 и сталь марки 05ХГБ класса прочности K52 с системой легирования на основе марганца, кремния и микролегирования на основе ниобия.

Горячекатаный прокат группы прочности К55 предназначен для производства высокопрочных обсадных труб ответственного назначения по ГОСТ Р 53366, который является отечественным аналогом API 5CT. Для выполнения требований в трубе необходимо обеспечение низких значений (менее 0,7) отношения предела текучести к временному сопротивлению в прокате. Горячекатаный прокат класса прочности К52 относится к низкоуглеродистым сталям для изготовления сварных нефте- и газопроводов, пригодных к эксплуатации при низких температурах. В таблице 2.1 представлен химический состав исследуемых сталей.

Таблица 2.1 - Химический состав исследуемых сталей (масс.%)

Сталь	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	N	Al	Ca	Nb
30Г (К55)	0,30	0,30	1,32	0,001	0,008	0,11	0,08	0,16	0,008	0,022	0,001	-
05ХГБ (К52)	0,05	0,24	0,78	0,001	0,005	0,66	0,08	0,17	0,006	0,024	0,001	0,029

2.1.2 Технология изготовления и обработки сталей

Сталь выплавляли в дуговой сталеплавильной печи ДСП с массой плавки 180 тонн. По достижении заданной температуры и химсостава, выплавленную сталь через эркерное отверстие ДСП сливали в предварительно разогретый до температуры 1100-1200 °С сталеразливочный ковш, оборудованный шиберным затвором и установленный на стелевозе. Длительность процесса выплавки стали, включая выпуск составила 55 мин. Внепечная обработка стали осуществляли на двухпозиционной установке печь-ковш и двухместном вакууматоре камерного типа. По достижении заданной температуры, химического состава и требований по чистоте, ковш с расплавом литейным краном передавали на разливку. Процесс непрерывной разливки стали выполняли на одноручьевой тонкослябовой МНРС в слябы толщинами 90мм и 105мм. После порезки на гидравлических маятниковых ножницах слябы поступали в туннельную печь роликового типа длиной 200 м и находились в ней 30 минут. Затем слябы поступали в установку гидросбива для удаления окалины, образовавшейся при выдержке в туннельной печи. После этого, в двух четырехвалковых клетях слябы обжимались до

толщины равной 3,75-4,5 от толщины готового проката. Раскаты транспортировались по промежуточному подогреваемому рольгангу к чистовой группе клетей. В установке гидросбива удаляли окалину, образовавшуюся во время транспортировки по подогреваемому передаточному рольгангу. Затем прокатывали в чистовой группе клетей в шести чистовых четырёхвалковых клетях до толщины 8мм. После прокатки сталь ускоренно охлаждали на отводящем рольганге с системой ламинарного охлаждения с коллекторами типа «водяная стена» и сматывали в рулон.

2.2 Методы исследования

2.2.1 Макроструктура и зональные сегрегации

Исследование внутреннего качества непрерывнолитой стали проводили в пробах, отобранных по всей ширине слябов (рисунок 2.1)



Рисунок 2.1 - Пробы, отобранные по всей ширине сляба

Темплеты, вырезанные из проб и с подготовленными фрезерованием контрольными плоскостями, травили в водном растворе 1:1 концентрированной соляной кислоты при температуре 70-80°C в течение 20-40 минут [59]. Выявленную таким образом макроструктуру изучали визуально и оценивали по стандартным шкалам ГОСТ Р 58228. Затем поверхность темплетов подвергалась повторной холодной механической обработке на глубину 2 мм и более и темплеты погружали в подготовленный 20-25 % водный раствор аммония надсернистого ($(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$) (персульфат/пероксодисульфат аммония) с визуальным контролем процесса травления до потемнения. Травление происходило при комнатной температуре. Выявленную «холодным» травлением макроструктуру оценивали визуально по стандартным шкалам ГОСТ Р58228. После визуальной оценки выявленной

макроструктуры темплеты подвергали ультразвуковому контролю на лабораторной установке HDscan производства SMS-Group GmbH. Обработку ультразвуковых сигналов выполняли компьютерной системой HDscan с программным обеспечением автоматического анализа [28].

После анализа макроструктуры контрольные плоскости темплетов фрезеровали на глубину более 2мм и исследовали химическую однородность непрерывнолитых слябов с использованием количественного химического анализа. Содержания элементов по толщине слябов измеряли спектральным методом ГОСТ Р 54153-2010 на оптико-эмиссионном спектрометре ARL4460. По толщине слябов шаг измерений составил 15-20мм, в середине толщины химический состав исследовали послойно с шагом 1мм (рисунок 2.2). При спектральном анализе из-за большой площади эмиссии в область возбуждения попадают объёмы металла с различными структурами, поэтому по результатам анализа судили о зональной химической неоднородности в макрообъёмах.



Рисунок 2.2 - «Прожиги» спектрального анализа по толщине сляба

Для определения влияния высокотемпературной выдержки сляба в печи на уровень зональных сегрегаций темплеты исследовали в двух состояниях: в литом состоянии и после нагрева в лабораторной печи до 1200°С и выдержке в течение 180минут и последующем охлаждении на воздухе. Химический состав измеряли вблизи поверхностей, в $\frac{1}{4}$ толщины и середины толщины слябов. На каждом исследуемом участке выполнено 5-7 измерений, не менее 25 прожигов по толщине каждого сляба.

Рассеивание химических элементов, следовательно, химическую неоднородность по сечению сляба оценивали расчётом коэффициента вариации [37], который показывает какую долю составляет средний разброс концентрации химического элемента относительно среднего содержания этого элемента в слябе.

2.2.2 Дендритная структура

Дендритную структуру (ДС) изучали в исследуемом массиве непрерывнолитых сталей, разлитых в слябы толщинами 90 и 105мм. Для сравнения изучали параметры ДС в слябах, изготовленных по классической технологии. Как правило, термомеханическая обработка начинается с предпрокатного нагрева. Слябы толщиной 90 и 105мм поступали в прокатные клетки после томления в туннельной печи в течение 30минут, слябы толщиной более 200мм - после высокотемпературного нагрева в методической печи в течение 2,5-3 часов. Поэтому необходимо определить и сравнить дендритную сегрегацию в исходном непрерывнолитем состоянии и после высокотемпературной выдержки в печи непосредственно перед прокаткой. Исследовательские пробы от слябов отбирали до и после прохождения туннельной печи. На пробах от классических слябов имитировали предпрокатный нагрев соответствующего фактического режима: выдержка при 1160°C в течение 1,1 мин на 1мм, охлаждение на воздухе.

Для изучения дендритной структуры были вырезаны образцы последовательно с поверхности до середины поперечного сечения слябов. Из образцов изготавливали металлографические шлифы. Дендритную структуру выявляли сегрегационным травлением с применением разных реактивов.

Расстояние между осями второго порядка служило для расчёта скорости охлаждения [59]. Для прогнозирования перераспределения легирующих элементов С, Mn, Si, P и микролегирующего элемента Nb использовали возможности Thermocalc с диффузионным модулем DICTRA. Расстояние между осями второго порядка служило для расчёта распределения химических элементов между осью дендритов и междендритным пространством. Классическая модель затвердевания Scheil предполагает бесконечно быструю диффузию всех элементов в жидкости и полное отсутствие диффузии в твердых фазах. При расчете затвердевания с помощью диффузионного модуля DICTRA количественно учитывается реальная диффузия всех элементов во всех твердых и жидких фазах для фактических температурных градиентов. Моделирование DICTRA также количественно описывает фазовое превращение δ – кристаллов в аустенит для исследуемых сталей

[60]. Результаты математического моделирования микросегрегаций сопоставляли с картограммами распределения марганца по сечению остовов дендритов и междендритного пространства [63,61]. На металлографических шлифах, вырезанных из различных структурных зон слябов, строили карты размером около $0,46\text{мм}^2$ в сечении дендритов и прилегающего междендритного пространства. Коэффициент сегрегации марганца K_{Mn} определяли, как отношение наибольшей и наименьшей концентрации элемента в сечении межосного пространства и дендритной оси соответственно.

Также программу Thermocal с термодинамической базой данных использовали для построения диаграммы выделения различных фаз исходя из химического состава сплавов и температуры, определяли температуру фазовых превращений, а также рассчитывали долю выделившихся частиц микролегирующих элементов.

2.2.3 Зёрненная структура

Образованная в процессе затвердевания дендритная структура определяет первичную зёрненную литую структуру непрерывнолитого сляба. В непрерывном процессе ЛПК отсутствует этап фазовой перерекристаллизации, поэтому деформации подвергается аустенитная структура, сформированная в ходе разливки металла и затвердевания и охлаждения сляба. Для исследования структуры сляба перед началом прокатки отбирали пробы после разливки. В процессе охлаждения доэвтектоидных сталей распад аустенита осуществляется в первую очередь выделением феррита. В большинстве случаев внеэвтектоидный феррит расположен по границам аустенитных зёрен [113]. В микроструктуре проб, отобранных от непрерывнолитых слябов исследуемых сталей, зёрна аустенита выделены аллотриоморфным ферритом или ферритной сеткой (рисунок 2.3).

В плоскостях перпендикулярных и продольных направлению разливки литые зёрна представлены неравноосной формой. Измерение зёрен выполняли по методу подсчёта пересечений границ зёрен по ГОСТ 5639 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна».

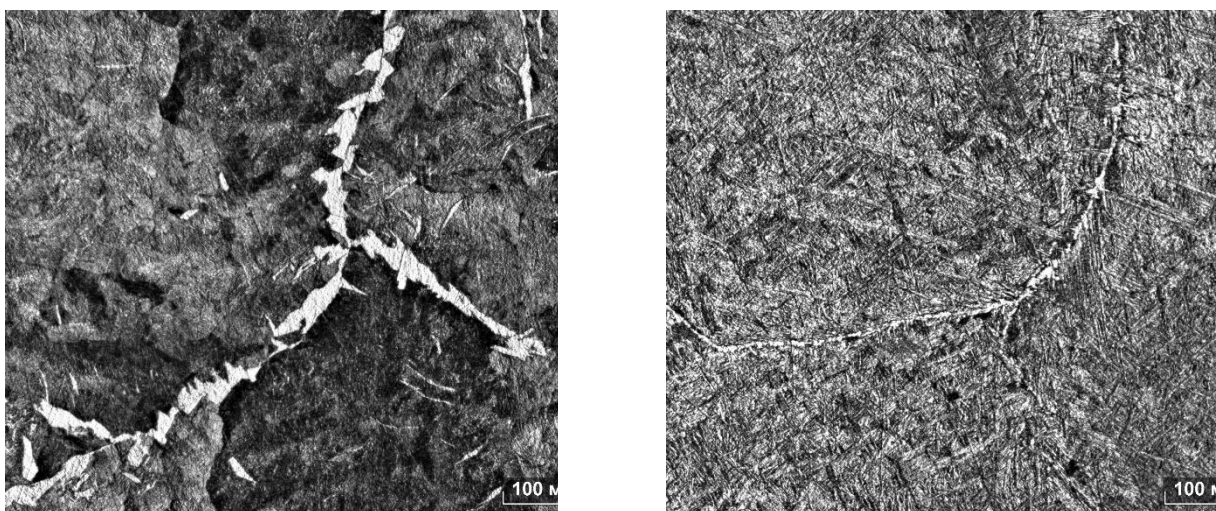


Рисунок 2.3 - Зёрна аустенита в литой структуре выделены: А) аллотриоморфным ферритом, Б) ферритной сеткой

Метод состоит в подсчёте количества неравноосных зёрен в 1мм^3 . Число неравноосных зёрен определяют на шлифах, изготовленных вдоль и поперёк главной оси симметрии сляба (рисунок 2.4) по формуле 3.

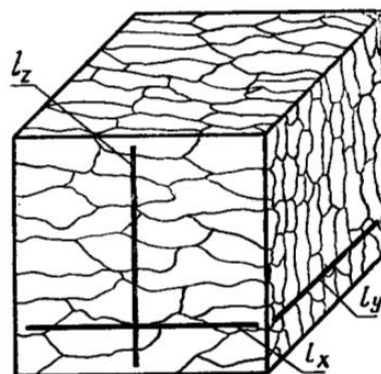


Рисунок 2.4 - Схема измерения размеров зёрен в образцах от слябов

$$Nv = 0,7 * Nx * Ny * Nz \quad (3)$$

Где 0,7 – коэффициент, учитывающий неравноосность зёрен, N_x , y , z – количество пересечений границ зёрен на 1мм в трёх различных направлениях

В плоскостях параллельных широким граням литые зёрна представлены формой близкой к равноосной. Поэтому для измерения диаметра аустенитных зёрен изготовили шлифы в этих плоскостях на расстояниях 5мм от широких граней, в четверти и середины толщины слябов. После реконструкции оптических изображений и обработки микроструктуры в программе анализа изображений

Thixomet, строили распределение объёмной доли зёрен, измеренной методами количественной металлографии по занимаемой ими площади. Для оценки степени неоднородности структуры рассчитывали коэффициент разнотерности равный отношению максимального размера зерна d_{max} к среднему размеру зерна d_{cp} [116].

2.2.4 Изучение кинетики распада аустенита

Для исследования кинетики превращения аустенита в лабораторных условиях на образцах, изготовленных из слябов, выполнили имитацию режимов термической обработки на дилатометре DIL 805 A/D для закалки с возможностью деформации образца.

Принцип действия дилатометра основан на измерении изменений линейных размеров образца, вызванных изменением его температуры. Так как фазовые превращения феррит – аустенит, аустенит – феррит, аустенит – бейнит, аустенит – мартенсит протекают с изменением объема ввиду разности объемов кристаллической решетки α -фазы и γ -фазы, то это приводит к появлению перегиба на дилатометрической кривой. Начало и конец превращения определяют область существования феррита, перлита, бейнита, мартенсита. Точность измерений линейных превращений составляет $\pm 3\%$. Диапазон рабочих температур составляет от 20 до 1500°C. Точность измерения температуры составляет $\pm 0,005t$, где t – значение измеряемой температуры, °C. Образцы устанавливали в камеру дилатометра, производили нагрев до аустенитной области после чего охлаждали со скоростью от 2°C/сек до 60°C/сек. Из образцов изготавливали металлографические шлифы, изучали микроструктуру с применением оптической микроскопии и определяли твердость.

2.2.5 Имитация процесса горячей прокатки

Дилатометр DIL 805 A/D позволяет смоделировать различные способы обработки металлов давлением. Прибор контролирует основные термо-деформационные параметры: температуру, скорость нагрева и охлаждения, степень и скорость деформации. Гидравлическая система обеспечивает возможность поддержания постоянной нагрузки и режима «быстрой» деформации. Контролируемая скорость деформации составляет от 0,01 до 200мм/сек.

Для изучения изменений в исходной литой структуре в ходе черновой горячей прокатки изготовили образцы размером 5x10мм из участков сляба с разной дисперсностью исходной дендритной и зёрненной литой структуры. Образцы устанавливали в камеру дилатометра, производили нагрев и выдержку при 1150°C, имитирующую томление сляба в туннельной печи. Затем образцы подвергали деформации по режиму: $\varepsilon_1 = 37,5\%$; $\varepsilon_2 = 37,5\%$. Деформированные образцы охлаждали после выдержки 5 секунд для изучения структуры, сформированной при прокатке и выдержке 2 минуты, имитирующей движение раскатов до чистовой группы клетей.

После имитации прокатки из образцов изготовляли металлографические шлифы и травили на выявления полученной аустенитной структуры. После переподготовки шлифов выполняли другое травление с целью выявления преобразованной в ходе деформации дендритной структуры. Измерения структурных составляющих выполняли методами количественной металлографии с применением оптической микроскопии и программы анализа изображений.

2.2.6 Измерение деформации по толщине раскатов

Распространённым методом исследования пластической деформаций по толщине проката является метод вставных стержней. После прокатки измеряют шаг резьбы на стержнях, деформированных вместе с металлом, и определяют локальные относительные деформации. Однако в промышленных условиях непрерывного процесса ЛПК этот популярный способ вставных стержней реализовать невозможно. Поэтому экспериментальное определение однородности деформации в объеме тонкого непрерывнолитого сляба проводили способами количественной металлографии. Пробы отбирали от слябов сразу после разливки и после прохождения слябов через туннельную печь с температурой 1150°C и черновую группу клетей. Раскаты останавливали и немедленно охлаждали. Пробы вырезали от переходных сечений сляб-раскат, полученных в первой и второй черновых клетях (рисунок 2.5). Общая деформация слябов после черновой группы клетей составила 65-70%. Фактические обжатия приведены в таблице 2.2.



Рисунок 2.5 - Раскат после деформации в первой и второй черновых клетях

Таблица 2.2 - Фактические степени деформации слябов

Толщина сляба, мм	Обжатие в I черновой клетки, %	Обжатие в II черновой клетки, %
90	45	35
105	50	45

Наиболее доступным способом изучения трансформации литого металла в деформированное состояние является визуальная оценка изменений в макроструктуре, выявленной горячим травлением. Для травления контрольные плоскости подготавливали фрезерованием на универсальном фрезервальном станке в продольном направлении слябов по месту переходных сечений. Для выявления макроструктуры подготовленные пробы травили в 50%-ом водном растворе соляной кислоты, подогретом до 70°C. Выявленную макроструктуру изучали визуально, выполняли измерения с применением увеличительной лупы до 10 крат. Ещё одним способом оценки локальных деформаций является измерение зёрен аустенита, зафиксированных в пробах, отобранных от концов раскатов [95]. Данный способ подходит для анализа промежуточных толщин.

Измерение дендритной структуры в ходе обжатий может охарактеризовать равномерность локальных деформаций важных для образования однородной структуры аустенита под действием термомеханической обработки. Степени деформации вычисляют в поверхностных слоях, четверти и середине толщины круглой заготовки относительным изменением размеров дендритной структуры

[55, 96-97]. Некоторые из подходов этого способа использовали для изучения особенностей механизма деформирования непрерывнолитых слябов применительно к процессу ЛПК.

По всей площади переходных сечений изготовили металлографические шлифы таким образом, чтобы исследовать всё сечение в продольном направлении между противоположными широкими гранями. Дендритную структуру выявляли травлением в горячем водном насыщенном растворе пикриновой кислоты с добавлением поверхностно-активных веществ. Шаг измерений по толщине составлял 1мм. Дендритную сегрегацию изучали по содержанию марганца в пределах дендритных остовов и междендритных пространствах.

2.2.7 Оптическая микроскопия

Металлографические исследования проведены на металлографических шлифах на инвертированном оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer.Dlm, оснащённым моторизованным предметным столиком и программой анализа изображения Thixomet Pro. Шлифы изготавливали из металлопродукции на разных этапах производства: слябы, раскаты, горячекатаный рулонный прокат. Также шлифы изготавливали из дилатометрических образцов. Подготовка шлифов включала следующие операции:

- 1) вырезка образцов из металлических проб;
- 2) последовательное механическое шлифование образцов на абразивных шкурках с размером абразивных зёрен от 63 до 7 мкм (P180 – P 1200 в соответствии с маркировкой ISO – 6344);
- 3) полирование на полировальных сукнах с добавлением алмазной суспензии с размером зерна 3 – 1 мкм.

Шлифы изготавливали на полуавтоматической подготовительной линии Buhler.

С целью выявления дендритной структуры полированные поверхности травили разными способами. Первое травление выполняли чередующимися многократными подходами втирания реактива Розенгайна: хлорное железо 30г, соляная кислота 100мл, хлорная медь 10г, вода 1000мл [73] и полировки

поверхности шлифов. Другое сегрегационное травление выполняли после переподготовки шлифов в свежеприготовленном насыщенном при комнатной температуре водном растворе пикриновой кислоты, подогретом до температуры 70-90 °С с добавлением 1-10% поверхностно-активных веществ в течение 2-5 минут.

Выявление границ зёрен аустенита проводили травлением шлифов в свежеприготовленном насыщенном при комнатной температуре водном растворе пикриновой кислоты, подогретом до температуры 70-90 °С с добавлением 1-10% поверхностно-активных веществ в течение 15-20 секунд. Действительную структуру выявляли травлением шлифов в 4-х процентном спиртовом растворе азотной кислоты в течение 7 секунд. Полученные структуры изучали на микроскопе и измеряли методами количественной металлографии при помощи программного обеспечения для анализа изображения Thixomet Pro.

2.2.8 Растровая электронная микроскопия

Исследование выполняли на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss ULTRA 55 с помощью спектрометром энергетической дисперсии INCA Energy 450X и оснащенного системой анализа HKL Channel 5.

Метод растровой электронной микроскопии использовали для измерения содержания химических элементов по сечению остовов дендритов и междендритного пространства. Площадь анализа в сечении дендритов и прилегающего междендритного пространства составила 0,46мм².

Исследование микроструктуры на образцах от горячекатаного проката конечной толщины выполняли с использованием метода дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ) с помощью растрового электронного микроскопа. Карты ДОЭ строили на $\frac{1}{4}$ толщины проката при увеличениях 125 и 500 крат с шагом сканирования 0,5 и 0,1 мкм, соответственно. На полученных картах выполнена обработка при помощи функции локальной разориентации. Малоугловые границы (МУГ) проводили при углах разориентировки решеток от 2° до 15°, а большеугловые границы (БУГ) – при углах разориентировки более 15°. Размеры зерна оценивали по размерам участков, ограниченных БУГ.

Микрорентгеноспектральным анализом с помощью электронного микроскопа изучали химический состав частиц микролегирующих элементов.

2.2.9 Механические испытания образцов

Испытание на растяжение проводили при температуре 20°C по ГОСТ 1497-87 на пропорциональных плоских образцах типа I на испытательной машине Zwick/Roell BPC-F0600EN.R09 с максимальным усилием 600кН. Образцы изготавливали из горячекатаного проката в количестве не менее двух штук для каждого горячекатаного рулона из исследуемого массива плавок.

Испытания на ударный изгиб проводили по ГОСТ 9454-78 на маятниковом копре Zwick/Roell RKP450 с максимальной энергией 450Дж. Образцы изготавливали в соответствии с требованиями ГОСТ 9454-78 наибольшего размера сечения приближенного к толщине проката. Образцы охлаждали в спиртовом растворе в термостатах LAUDA до -80°C и до более низких температур в среде жидкого азота. Образцы изготавливали из горячекатаного проката в количестве не менее пяти штук для каждой температуры для каждой испытываемого объекта из исследуемого массива плавок.

2.2.10 Испытания на стойкость против водородного растрескивания

Испытания проводили согласно требованиям стандарта NACE TM 0284-2016. Оценивали способность сталей на стойкость к водородному растрескиванию измерением длины, толщины и чувствительности водородных трещин. Метод испытания заключался в воздействии на ненапряженные испытываемые образцы раствором: раствор синтетической морской воды, насыщенный H₂S при температуре и давлении окружающей среды. Для испытания на стойкость к водородному растрескиванию изготавливались продольные образцы: по три образца от каждой испытываемой единицы исследуемого массива сталей. Каждый испытываемый образец следующего размера: длину (100±1) мм и ширину (20±1) мм. Толщина испытываемого образца соответствовала полной толщине горячекатаного проката. С каждой поверхности (то есть, с внутренней и с наружной стороны) образца удаляли максимум 1 мм. Поверхности образцов шлифовали до Ra 1,6-3,2 мкм по ГОСТ 2789. Перед испытанием испытываемые образцы обезжировали с

использованием подходящего обезжиривающего раствора и промывали ацетоном. Испытываемые образцы помещали в сосуд, широкие поверхности располагали вертикально и отделяли от сосуда и других испытываемых образцов стеклянными стержнями. Испытательный раствор переводили (передавляли) в ёмкость с испытываемыми образцами освобожденную от содержания кислорода с помощью продувки азотом и еще раз продували азотом для удаления остаточного кислорода. Раствор насыщали сероводородом со скоростью не менее 200см³/мин на литр испытательного раствора в течении 1-го часа. Время выдержки образцов в испытательном растворе – 96 часов. После выдержки в коррозионной среде испытываемые образцы извлекали, очищали (промывка водой от продуктов коррозии). Далее каждый испытываемый образец разрезали на сегменты-шлифы и подготавливали контрольные плоскости шлифованием и полированием. При измерении длины и толщины трещин, трещины, разделяемые менее чем 0,5 мм, считали одной трещиной. Учитывали все идентифицируемые трещины, видимые при увеличении x100, за исключением тех, которые лежали целиком в пределах 1,0 мм от внутренней и внешней поверхности шлифа. Рассчитываются коэффициенты чувствительности к растрескиванию (CSR), коэффициент толщины трещин (CTR), коэффициент длины трещин (CLR) по формулам (4), (5), (6) соответственно:

$$CSR = \frac{\sum(a*b)}{(W*T)} * 100\% \quad (4)$$

$$CLR = \frac{\sum a}{W} * 100\% \quad (5)$$

$$. CTR = \frac{\sum b}{T} * 100\% \quad (6),$$

где a – длина трещины, b – толщина трещины, W – ширина сечения, T – толщина испытываемого образца

Обычно по требованиям нормативной документации должны быть достигнуты следующие показатели $CSR \leq 1\%$, $CLR \leq 6\%$, $CTR \leq 3\%$.

Выводы по главе 2

Предложенный комплекс количественного и качественного анализа структур, измерения содержания химических элементов, определения механических свойств позволяет выполнить поставленные задачи диссертационной работы. Точность измерений методами количественной металлографии на программно-аппаратном комплексе Thixomet Pro составляет $\pm 1\%$, представительность полученных результатов гарантируется анализом площадей металлографических шлифов не менее 400мм^2 . Математическое моделирование выполнено при помощи современного программного обеспечения, защищённого лицензией. Погрешность при измерения механических характеристик при испытании на растяжение на оборудовании Zwick Roell составляет 1% . Точность измерений при испытаниях на ударный изгиб составляет $0,1\text{Дж}$. Представительность полученных результатов гарантируется увеличенным количеством образцов по сравнению с требованиями ГОСТ 9454.

Таким образом, описанные методы исследований гарантирует достоверную оценку качество исследуемых материалов.

ГЛАВА 3. СТРУКТУРА НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК РАЗНЫХ ТОЛЩИН

Повышение толщины сляба выполнялась в порядке опытных работ при непрерывном контроле качественных показателей на углеродистой менее легированной стали 30Г. Полученные положительные результаты позволили продолжить эксперимент по изменению толщины сляба на низкоуглеродистых микролегированных сталях с требованиями к хладостойкости и коррозионной стойкости.

3.1 Сегрегации в непрерывнолитых заготовках

Структуру НЛЗ принято изучать на темплетах, травленных в кислотных растворах. Например, химическая неоднородность определяется по изменению степени травимости плоскости темплета. Изменение цвета на травленной контрольной поверхности темплета: потемнение либо осветление по сравнению с цветом основной металлической матрицы является признаком химической неоднородности. Оценка химической неоднородности слябов разных толщин одинаковая в диапазоне 1,5-2 балла. Спектральный анализ по сечению слябов показал диапазон содержания химических элементов. Разброс концентраций элементов углерода и марганца находится близким к допустимой погрешности измерений ГОСТ Р 54153 (таблица 3.1).

Таблица 3.1 - Диапазон содержания основных и примесных химических элементов по толщине слябов в исходном состоянии

Толщина сляба, мм	Содержание химических элементов по толщине слябов минимум-максимум, масс %				
	C	Mn	Si	P	S
90	0,287- 0,315	1,260- 1,345	0,30-0,32	0,0056-0,0076	0,001- 0,0016
105	0,289- 0,317	1,222- 1,341	0,283- 0,315	0,0060- 0,00818	0,001
Критический диапазон для параллельных измерений CR _{0,95}	0,028	0,07	0,04	0,0028	0,00123

Для этих элементов рассчитывали коэффициенты вариации и сравнивали их в слябах после двух типов предпрокатного нагрева: выдержка в течение 30 минут в туннельной печи по тонкослябовой технологии при температуре 1150°C и термическая обработка в течении трёх часов при 1200°C, имитирующей предпрокатный нагрев по классической технологии. Установлено, что краткосрочная предпрокатная выдержка непрерывнолитого сляба в туннельной печи и длительный предпрокатный нагрев по классической технологии не изменяет исходную сегрегацию марганца, сформированную при затвердевании расплава в линии разливки. Рассеивание углерода в ходе нагрева изменилась. Сегрегация углерода немного уменьшилась в слябе после выдержки туннельной печи, а после длительной высокотемпературной выдержки снизилась в 2 раза. Коэффициенты вариации углерода уменьшились с 8,63% до 3,29%.

Спектральный анализ показывает усреднённый химический состав в объёме металла. Непосредственную сегрегационную область удалось выявить послойным измерением содержания элементов в участках с повышением содержания элементов. Измерения выполняли в сечениях параллельных широким граням слябов. На графике рисунка 3.1 видно, что слой сегрегационной области марганца имеет толщину менее 1мм. Микрообъём с локальным повышением содержания химических элементов является характерным в большей степени для дендритной сегрегации, чем для зональной химической неоднородности в макрообъёме.

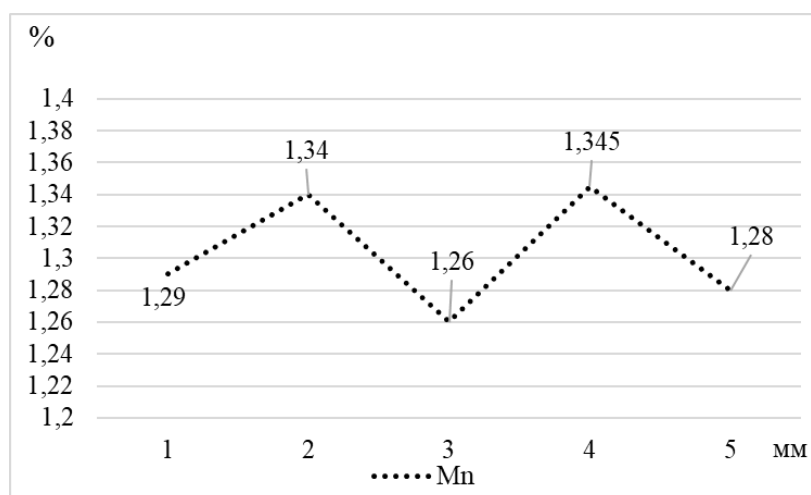
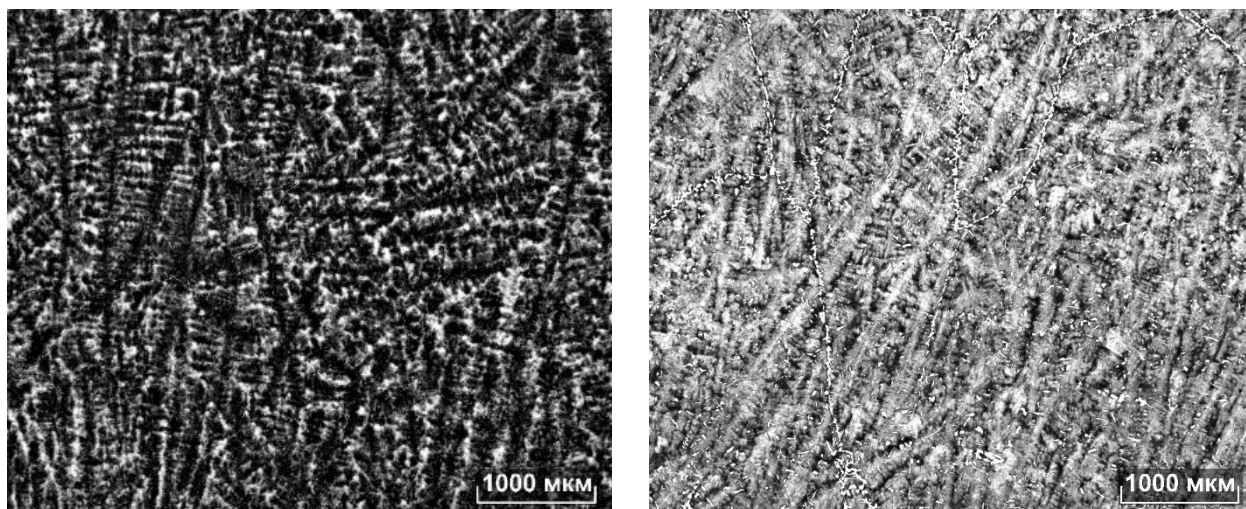


Рисунок 3.1 - Результаты послойного измерения содержания марганца

Измерения содержания химических элементов по толщине слябов и расчёт коэффициентов вариации подтвердили, что условия затвердевания заготовок толщинами 90 и 105мм обеспечивают близкое к химически однородному состояние непрерывнолитой заготовки, не требующей длительного выравнивающего нагрева. Действительные скорости охлаждения слябов, разлитых на тонкослябовой МНРС в процессе всего периода его формирования, в том числе и центральных объёмов металла, выше критических скоростей, при которых возможна значительная зональная ликвация, химические элементы в макрообъёмах металла распределены равномерно. Возможно утверждать, что зональные сегрегации не являются основным фактором в формировании микроструктуры в ходе температурно-деформационного воздействия на заготовку. При повышении толщины сляба с 90 до 105мм, т.е. исключении обжатия с жидкой сердцевиной и использовании «мягкого» обжатия с твёрдо-жидкой фазой обеспечивается рассеивание содержания основных и примесных химических элементов по толщине слябов в пределах погрешности измерений спектрального анализа ГОСТ Р 54153. Разброс содержания марганца является следствием дендритной сегрегации.

В ходе работы были использованы разные способы выявления дендритной структуры [56-58]. Разные реактивы привели к получению сегрегационных картин. Чередование этапов погружения шлифов в реактив Розенгайна и полировки дало на оптическом микроскопе изображения с тёмными дендритными осями и светлыми междендритными пространствами (рисунок 3.2А). Травление шлифов в свежеприготовленном насыщенном при комнатной температуре водном растворе пикриновой кислоты, подогретом до температуры 70-90 °С с добавлением 1-10% поверхностно-активных веществ дало иную противоположную картину. На оптических изображениях оси дендритов - светлые, межосные промежутки – тёмные (рисунок 3.2Б). Измерения плотности дендритной структуры, расстояний между дендритными осями первого и второго порядков с применением компьютерной металлографии подтвердили идентичность результатов параметров дендритов на разных изображениях вне зависимости от способа сегрегационного травления, что позволило выбрать более удобный способ выявления дендритной

структуры. Далее металлографические шлифы от исследуемого массива слябов травили в горячем растворе пикриновой кислоты.



А

Б

Рисунок 3.2 - Вид дендритной структуры в непрерывнолитых слябах: А) травление в реактиве Розенгайна при комнатной температуре, Б) травление в свежеприготовленном насыщенном при комнатной температуре водном растворе пикриновой кислоты, подогретом до температуры 70-90 °С с добавлением 1-10% поверхностно-активных веществ

Изучение выявленной первичной литой структуры показало изменения в дисперсности дендритов по толщине слябов. Вблизи поверхности всех слябов находится структура из мелких, трудно различимых дендритов, обусловленная резким охлаждением наружной корки водоохлаждаемыми стенками кристаллизатора и появлением значительного количества зародышей в поверхностном слое. Понижение интенсивности охлаждения в процессе затвердевания приводит к образованию промежуточной зоны из более или менее выраженных столбчатых дендритов. Первичный дендрит состоит из ствола (ось первого порядка), от которого идут оси второго порядка. Аналогичную картину структурных зон по толщине можно наблюдать в слябе классической технологии, но с более грубой дендритной структурой. В слябах толщинами 90 и 105мм высокая плотность осей первого порядка характеризует значительный градиент температур.

Условия разливки слябов разных толщин 90 и 105мм, т.е. разные схемы редуцирования слябов повлияли на морфологию дендритов только в середине

толщины слябов. В середине слябов с использованием обжата с жидкой сердцевиной дендриты полностью равносные, что характеризует отсутствие условий для образования крупных дендритов. Условия, созданные при повышении толщины сляба в тонкослябовой технологии: затвердевании с использованием «мягкого» обжата слябов с твёрдо-жидкой сердцевиной привели к снижению доли разориентированных кристаллов в середине толщины сляба. Для сравнения в середине толщины классических слябов толщиной более 200мм находятся исключительно дендриты столбчатой формы размером крупнее в 2 раза, чем в слябах толщинами 90 и 105мм. Сравнение первичной литой структуры по толщине разных слябов приведена на рисунке 3.3.

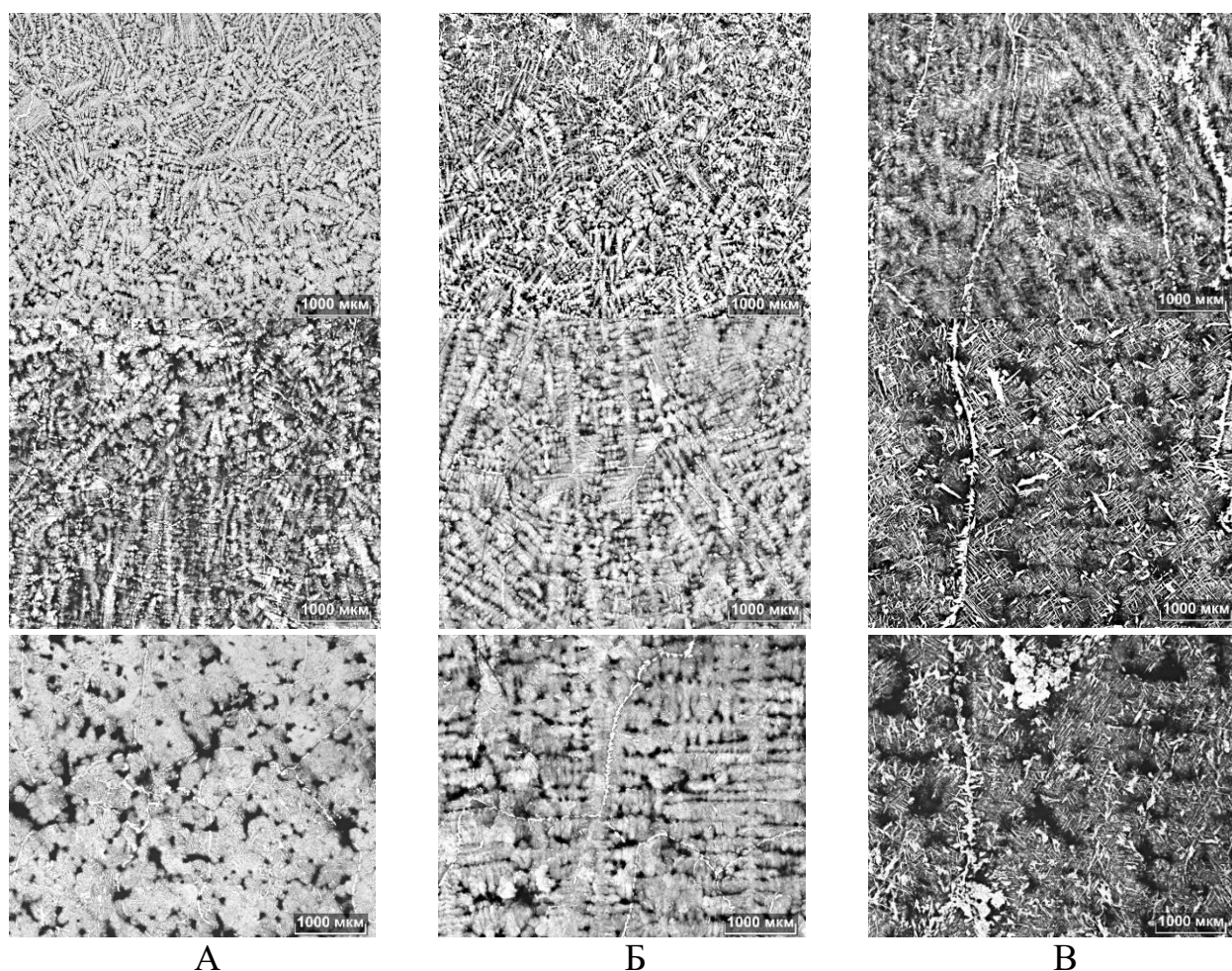


Рисунок 3.3 - Вид дендритной структуры от поверхности к середине толщины слябов: А) сляб 90мм, обжатие с жидкой сердцевиной, Б) сляб 105мм, обжатие с твёрдо-жидкой сердцевиной, В) сляб толщиной 355мм

Процесс с отсутствием цикла охлаждения и нагрева для вторичной рекристаллизации и ограниченным количеством проходов термомеханической деформации оставляют меньше возможностей для измельчения исходной литой структуры. Поэтому для достижения высоких пластичных и вязкостных свойств в прокате необходимо минимизировать огрубление структуры до начала горячей деформации. В исследуемых сталях с содержанием углерода до 0,3% аустенитная структура формируется с учётом ранее затвердевшей дендритной структуры - первичных кристаллов δ -феррита. Оптимальной структурой непрерывнолитых заготовок должна быть структура с ограниченной зоной крупных ориентированных столбчатых дендритов и развитой зоной из мелких разориентированных дендритов.

В процессе исследования установили, что с ростом толщины слябов расширяется зона из дендритов столбчатой формы и уменьшается зона из равноосных дендритов (таблица 3.2).

Таблица 3.2 - Относительные размеры структурных зон в разных слябах от полной толщины, %

Параметр	Слябы толщиной, мм		
	90	105	355
Толщина корковой зоны, % от полной толщины	~10	~10	~3
Толщина зоны из столбчатых дендритов, % от полной толщины	~70	~80	~90
Толщина зоны равноосных дендритов, % от полной толщины	~20	~10	Менее 10

Фактические расстояния между дендритными осями второго порядка, измеренные методами компьютерной количественной металлографии возрастают от поверхности к середине толщины слябов. Аппроксимацией в Excel массивов результатов параметров дендритной структуры вывели полиномиальные кривые с высокой величиной достоверности для демонстрации трендов изменений в структуре (рисунок 3.4). Классическая технология разлива в слябы толщинами более 200мм демонстрирует грубую дендритную структуру. В слябах толщинами 90 и 105мм

дисперсность дендритной структуры выше и изменения в структуре от поверхности к середине толщины происходят более значительно. В слябе толщиной 355мм дисперсность дендритной структуры, приближенная к слябам толщинами 90 и 105мм, присутствует на коротком участке толщины от 15 до 50мм. Кривая структурных изменений от поверхности к середине толщины слябов толщиной 355мм более пологая, чем при тонкослябовой технологии.

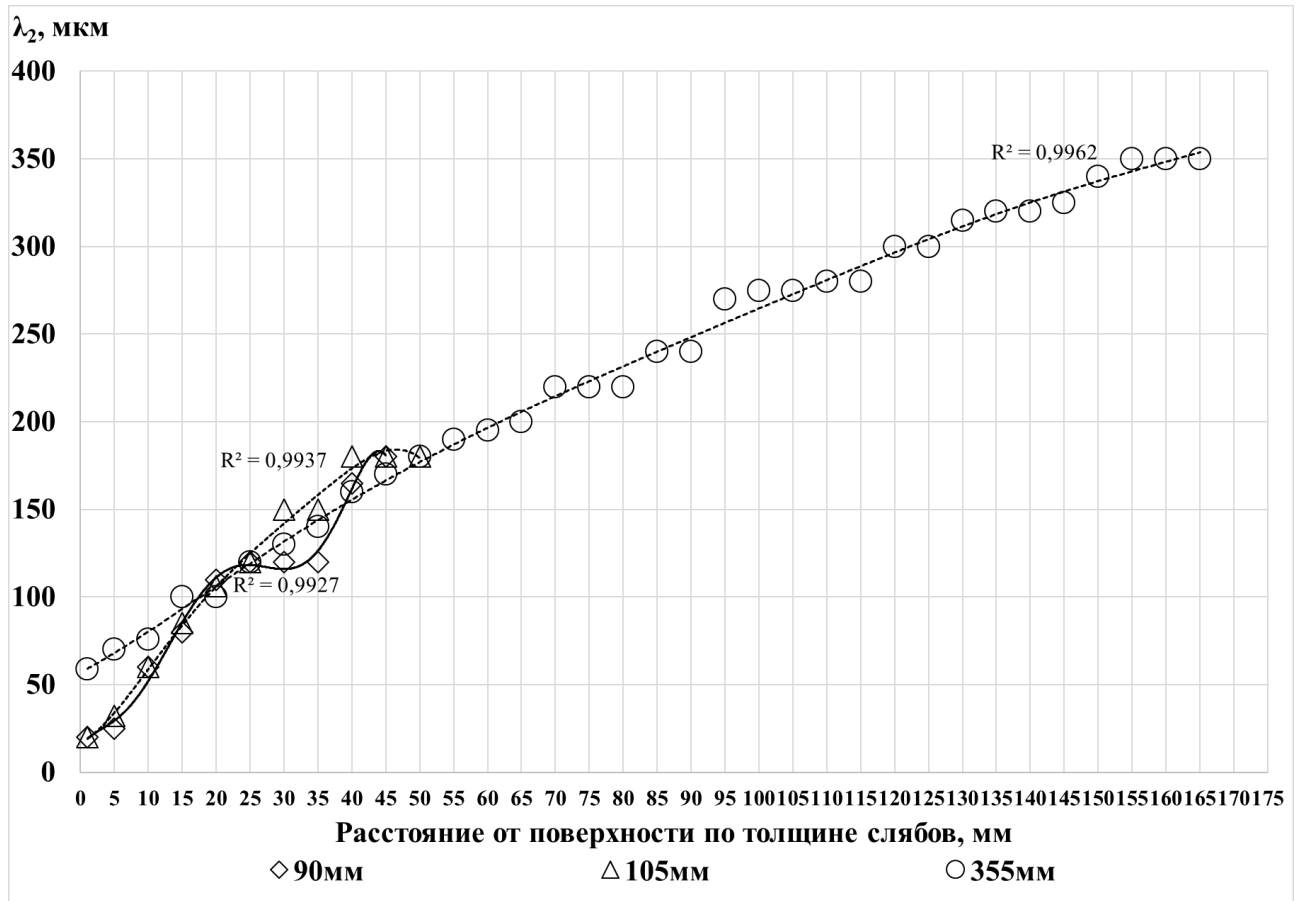


Рисунок 3.4 - Результаты измерений расстояний между дендритными осями второго порядка λ_2 от поверхности по толщине разных слябов

Дендритная структура определяет зёрненную структуру сляба. Естественная граница взаимной встречи дендритов создаёт границу литых δ - зёрен. Для исследования структурного состояния перед прокаткой непрерывнолитого сляба представляет интерес характер аустенитных зёрен после фазового превращения дельта-феррита в аустенит. Химическое травление образцов от исследуемого массива непрерывнолитых слябов выявило некоторое сочетание первичной дендритной структуры и границ первичных аустенитных зёрен, обозначенных

аллотриоморфным ферритом. Рисунок 3.5 иллюстрирует удлинённые зёрна аустенита, направление которых совпадает с направлением роста дендритов.

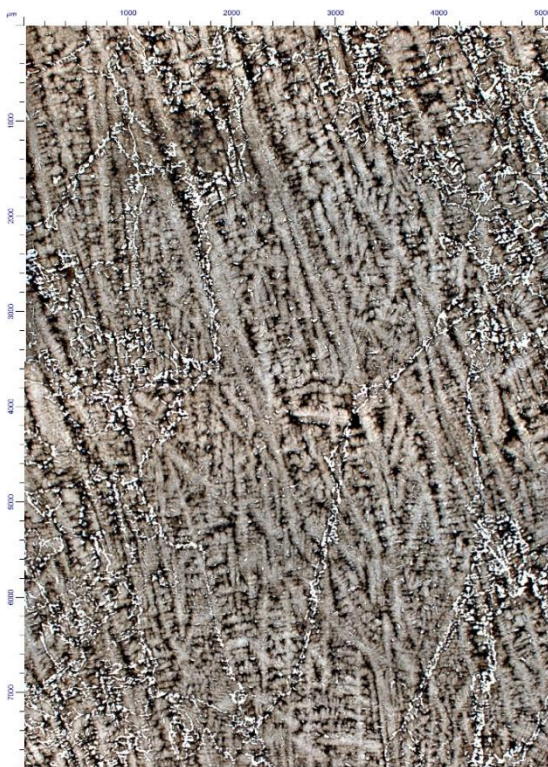


Рисунок 3.5 - Вид дендритной структуры в сочетании с границами литых зёрен

Тождественность границ дендритов и границ зёрен является частичной. Изломанная граница аустенитных зёрен распространяется как в междендритных пространствах, так и пересекает дендритные оси первого порядка. Видно, что характер дендритов в первую очередь обуславливает направление роста аустенитных зёрен.

Поскольку дендритные участки являются близкими к химически чистым, а междендритные участки – наоборот, то дисперсность дендритного строения существенно влияет на развитие микрохимической неоднородности - дендритной сегрегации [80]. В вопросе влияния исходного литого состояния на структурообразование на протяжении всего технологического цикла следует рассматривать уровень дендритной сегрегации, образованной при затвердевании и присутствии металла при высокой температуре.

В совмещённом процессе разлива и прокатки химическая неоднородность литой структуры наследуется при термомеханической обработке и может служить

причиной структурной неоднородности. Для изучения вклада разного состояния исходной дендритной структуры в кинетику превращения аустенита выполнили дилатометрические исследования на образцах размером 5x10мм из сляба с разными значениями дисперсности дендритной структуры. Образцы изготавливали из непрерывнолитых слябов толщинами 90 и 105мм стали марки 30Г, более склонной к химической неоднородности по сравнению со сталями с более низким содержанием углерода. Образцы устанавливали в камеру дилатометра, производили нагрев до аустенитной области, после чего охлаждали со скоростью от 2°С/сек до 60 °С/сек. Из образцов изготавливали металлографические шлифы, изучали микроструктуру с применением оптической микроскопии и определяли твердость.

В структуре образцов, охлажденных с низкой скоростью 2°С/с, присутствуют участки мартенсита в количестве 5% (см. рисунок 3.6).

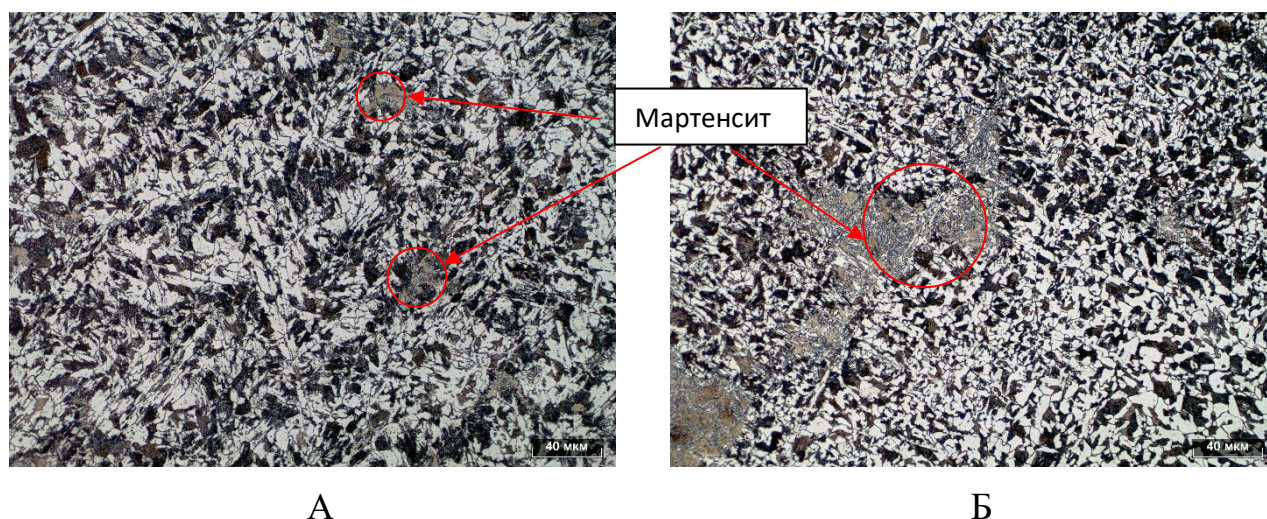


Рисунок 3.6 - Микроструктура образцов с разной дисперсностью исходной дендритной структуры: а) $\lambda_2=110\text{мкм}$, б) $\lambda_2=150\text{мкм}$

Микрорентгеноспектральный анализ по месту мартенсита и соседних участков феррито-перлитной структуры показал сегрегацию марганца в микрообъемах, сопоставимых с размерами дендритной структуры. По мартенситному участку 1 на рисунке 3.7 содержание марганца выше, составляет 1,63%. По месту феррито-перлитной структуры (площадь 2 на рисунке 3.7), содержание марганца составляет 1,11%. Микрохимическая неоднородность марганца является результатом дендритного характера затвердевания и показывает

степень дендритной сегрегации.

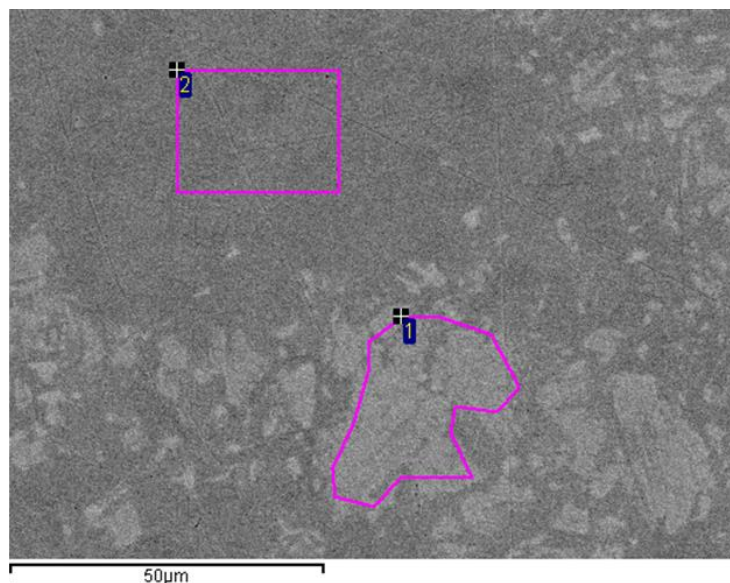
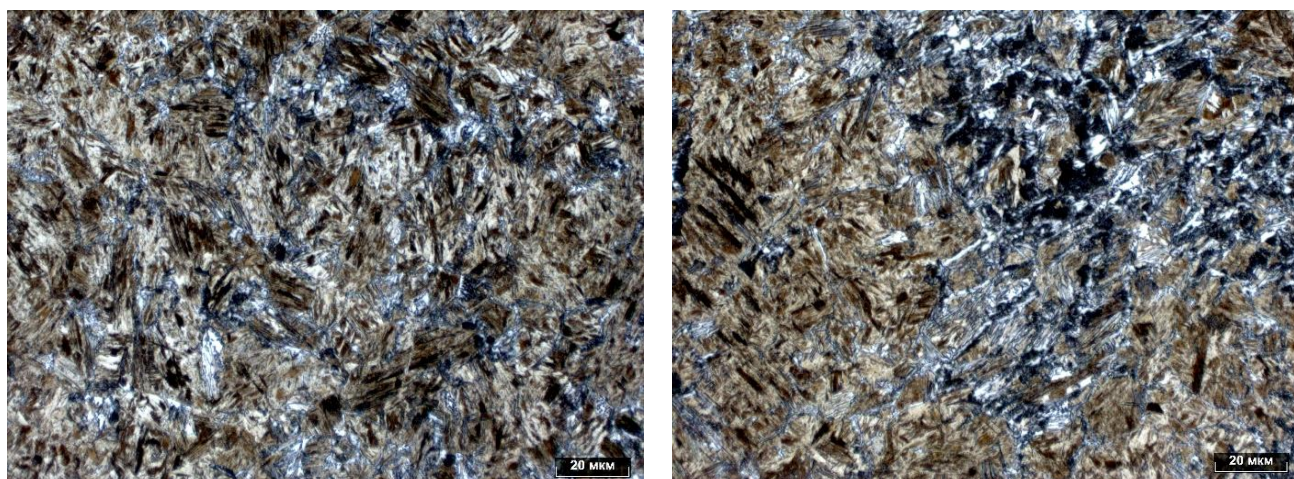


Рисунок 3.7 - Микрорентгеноспектрограмма образцов по месту мартенсита (участок 1: Mn 1,63%) и феррито-перлитной структуры (участок 2: Mn 1,11%).

После охлаждения со скоростью $60^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ образца с высокой дисперсностью исходной литой структуры $\lambda_2=110\text{мкм}$ отсутствовало перлитное превращение. В образце с более низкой дисперсностью исходной литой структуры $\lambda_2=150\text{мкм}$ при высокой скорости охлаждения одновременно с бейнитным, мартенситным превращением произошёл диффузионный механизм распада аустенита. В структуре образца присутствует перлит около 7-8% (рис. 3.8).

В таблице 3.3 приведены значения критических точек начала ферритного (Ar_3), перлитного (Ar_1), бейнитного (Ar_{1b}), начала и конца мартенситного (Ms и Mf) и конца превращений (Ar_{1e}) для различных скоростей охлаждения стали 30Г. Видно, что изменение дисперсности дендритной структуры оказывает влияние на точки превращения при высоких скоростях охлаждения. В образце с $\lambda_2=150\text{мкм}$ значения твёрдости находятся в более широком диапазоне при высоких скоростях охлаждения (рис.3.9), что обусловлено присутствием в структуре продуктов диффузионного превращения аустенита.



А

Б

Рисунок 3.8 - Микроструктура образцов, охлаждённых со скоростью 60°C/сек: А) $\lambda_2=110\mu\text{м}$, Б) $\lambda_2=150\mu\text{м}$

Таблица 3.3 - Влияние скорости охлаждения на критические точки Ar_3 , Ar_1 , Ar_{1b} , Ar_{1e} , M_s и M_f превращений аустенита.

Образец с $\lambda_2=110\mu\text{м}$							
Критическая точка, °C	$V_{\text{охл.}}, \text{°C/c}$						
	2	5	10	15	20	40	60
Ar_3	708	690	675	678	680	-	-
Ar_1	639	616	589	587	592	-	-
Ar_{1b}	-	-	537	534	523	549	543
Ar_{1e}	567	505	461	455	463	444	444
M_s	-	-	315	324	337	348	350
M_f	-	-	205	202	208	206	208
Образец с $\lambda_2=150\mu\text{м}$							
Критическая точка, °C	$V_{\text{охл.}}, \text{°C/c}$						
	2	5	10	15	20	40	60
Ar_3	718	710	697	682	674	-	-
Ar_1	644	629	598	605	597	599	600
Ar_{1b}	-	-	540	540	542	527	523
Ar_{1e}	574	524	490	475	459	435	437
M_s	-	-	335	336	333	334	332
M_f	-	-	199	200	193	194	198

При высоких скоростях охлаждения частичное феррито-перлитное превращение наряду с участками мартенсита, обогащёнными химическими элементами, является признаком влияния дендритных сегрегаций на продукты

распада аустенита. При термической обработке даже в небольших по размерам дилатометрических образцов стали, в которых скорость охлаждения в разных микрообъемах различается незначительно, дендритная структура является одним из основных факторов в процессе структурообразования.

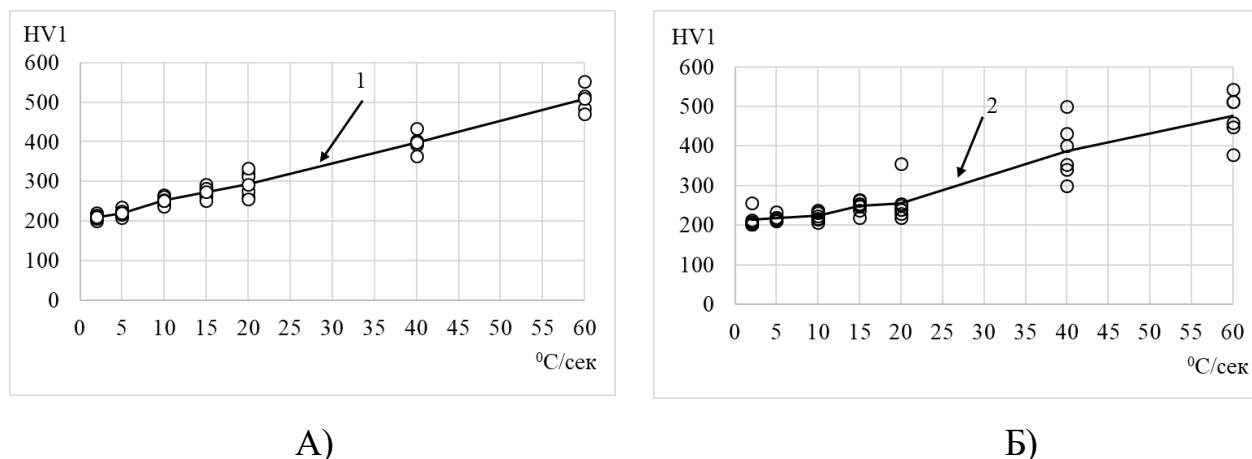


Рисунок 3.9 - Результаты измерения твёрдости в дилатометрических образцах, в зависимости от скорости охлаждения: А) $\lambda_2=110\mu\text{м}$, Б) $\lambda_2=150\mu\text{м}$

3.2 Моделирование процесса формирования микросегрегаций в линии машины непрерывной разливки стали

Критерием структуры литого металла является его микрохимическая неоднородность, сформированная в результате дендритной ликвации. Дендритные сегрегации, сформированные при затвердевании металла, могут быть факторами, оказывающими влияние на формирование структуры и свойств в ходе горячей деформации и требуют более детального рассмотрения в исходном литом состоянии. [27, 74].

С помощью программного пакета для термодинамического моделирования Thermo–Calc рассчитали квазибинарные диаграммы при затвердевании исследуемых сталей. Скорости охлаждения, рассчитанные исходя из расстояний между дендритными осями и содержания углерода, использовали в программном пакете Thermo-calc для оценки микросегрегаций в дендритной ячейке. Углеродистая сталь марки 30Г с содержанием углерода 0,3% является заперитектической ($C_J < C_0 < C_B$), в которых перитектическое превращение протекает полностью до завершения затвердевания. C_0 – содержание углерода в плавке, C_H , C_L ,

C_V – содержание углерода в критических точках H, J и В диаграммы состояния Fe-C.

Псевдобинарная диаграмма для разреза 1,32Mn-0,3Si приведена на рисунке 3.10. Затвердевание сплава начинается при температуре 1503°C, первой твёрдой фазой образуется δ -феррит. При достижении δ -феррита в жидкости около 40% в результате перитектической реакции при 1485°C происходит фазовое превращение $\delta \rightarrow \gamma$. Последняя жидкость исчезает при температуре солидуса 1452°C. Сталь к концу затвердевания полностью состоит из γ -фазы.

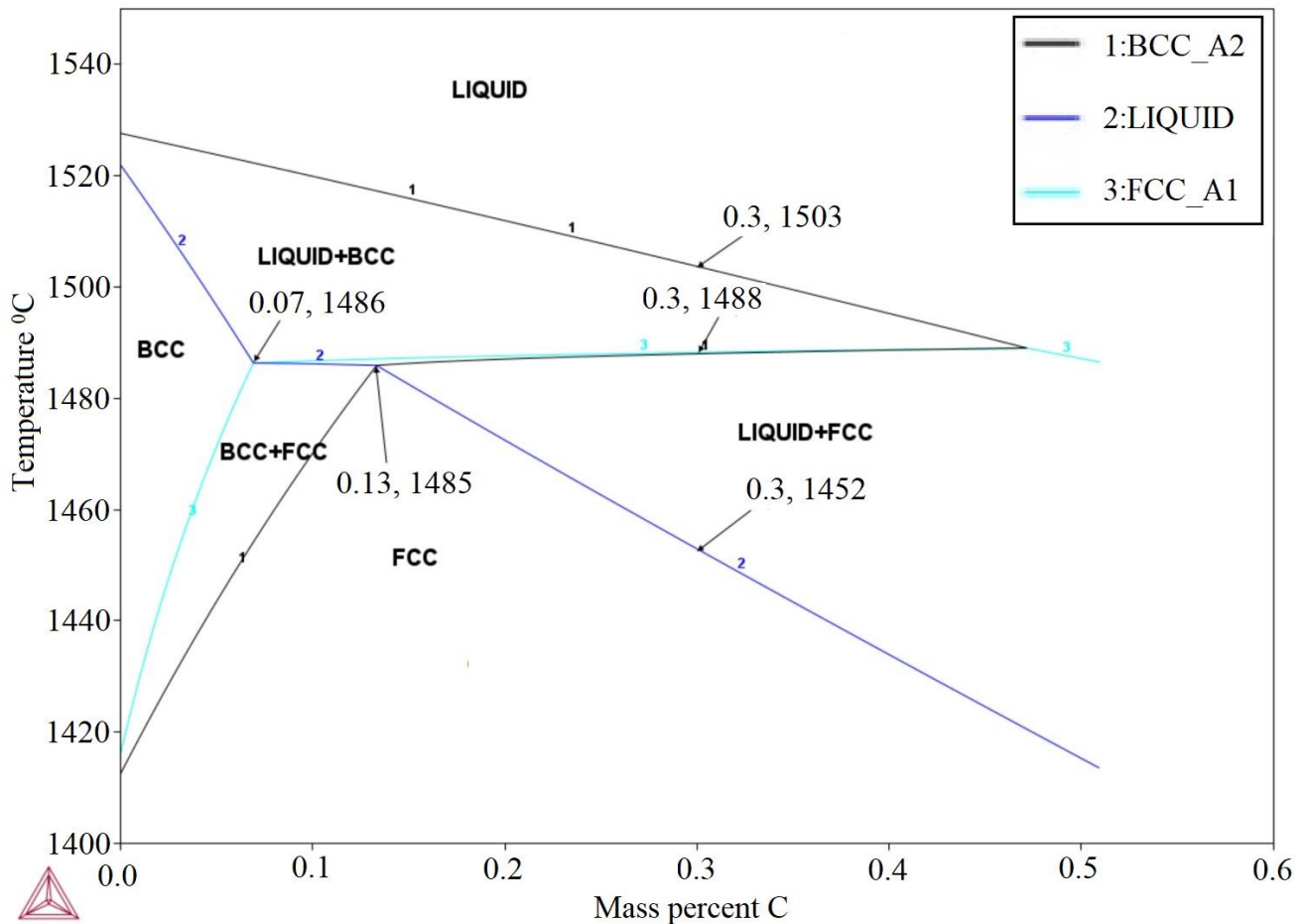


Рисунок 3.10 - Псевдобинарная диаграмма для разреза 1,32Mn-0,3Si

В преимущественных объёмах сляба толщиной 105мм расстояние между осями второго порядка составляет $\lambda_2=150\mu\text{м}$, рассчитанная скорость охлаждения составляет $CR=0,8\text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$. При этих параметрах расчёты градиентов химических элементов на разных этапах в линии непрерывной разливки показаны на рисунке 3.11. По оси абсцисс слева направо отложено расстояние между осью дендрита и центром межосного промежутка.

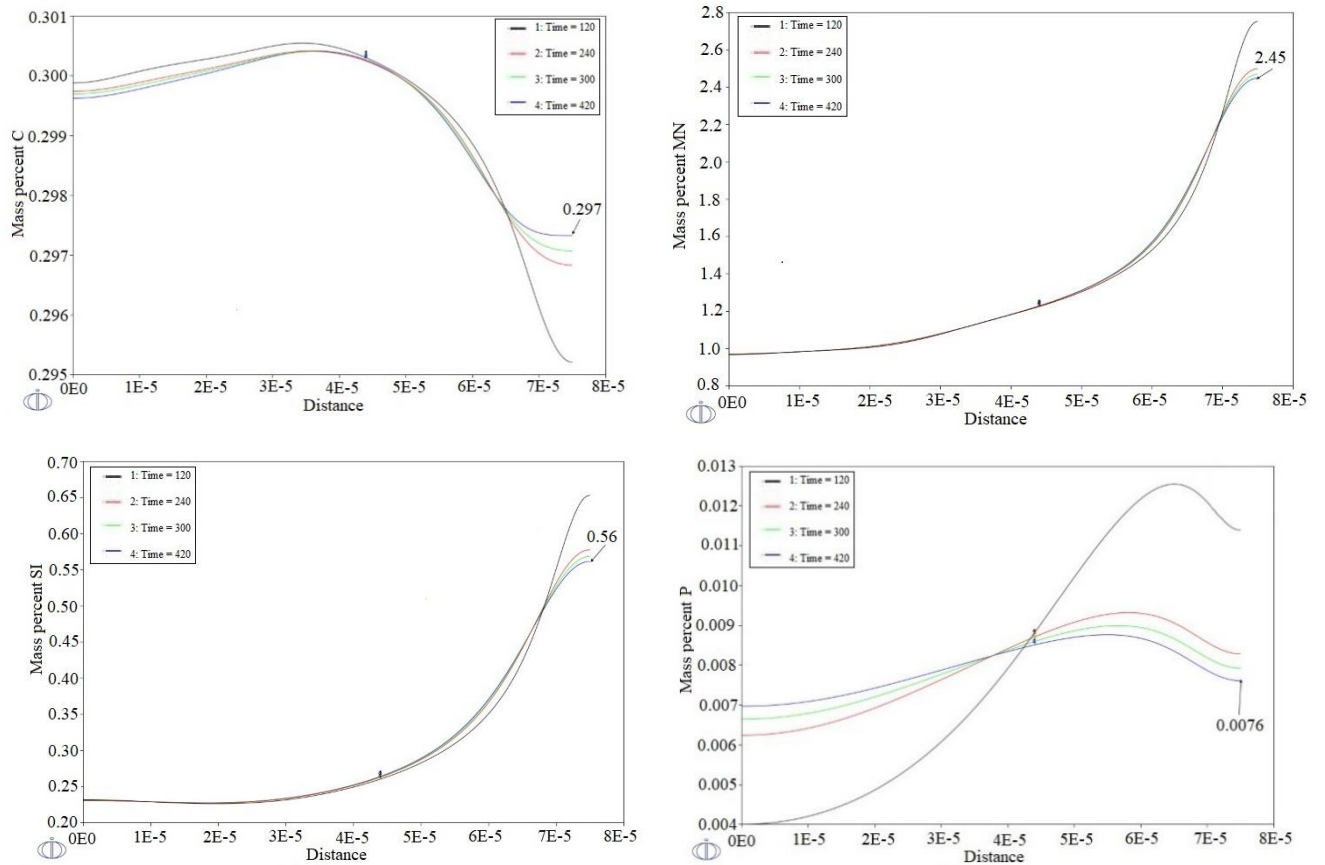


Рисунок 3.11 - Градиент концентраций C, Mn, Si, P по сечению дендритной ячейки, CR=0,8 °C/сек

Элементы C и P преимущественно равномерно распределяются между осью дендрита и межосным пространством. Дендритная сегрегация в этой стали представлена градиентом концентраций марганца и кремния. Содержание Mn в межосном пространстве достигает 2,45%, на оси дендрита – 0,95% при содержании Mn в плавке 1,32%. Содержание Si в межосном пространстве увеличивается до 0,56%, на оси – 0,23% при содержании Si в плавке – 0,24%. Следовательно, дендритная структура, выявленная сегрегационным травлением образцов от слябов стали марки 30Г, является картиной распределения элементов Si и Mn. На рисунке 3.12 представлены коэффициенты сегрегации - отношение локально измеренных концентраций к среднемассовому значению концентрации элемента в плавке.

В преимущественных объёмах сляба толщиной 90мм расстояние между дендритными осями второго порядка равно $\lambda_2=110$ мкм и скорость охлаждения 1,3°C/сек. Градиент концентрации Si и Mn между осями дендритов несколько ниже, чем в слябе толщиной 105мм (рисунок 3.13). Содержание Mn в межосном

пространстве составляет 2,28%, на оси дендрита – 0,8% при содержании Mn в плавке 1,32%. Содержание Si в межосном пространстве составляет до 0,54%, на оси – 0,23% при содержании Si в плавке – 0,24%.

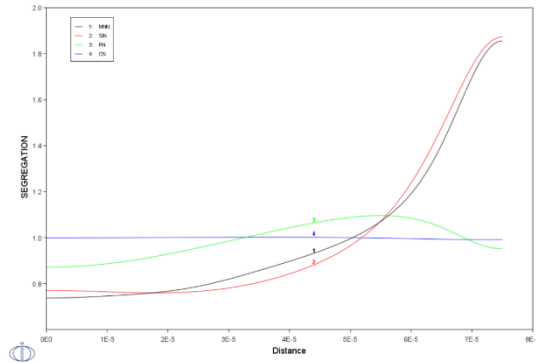


Рисунок 3.12 - Коэффициенты сегрегации по сечению дендритной ячейки, $CR=0,8$ °C/сек

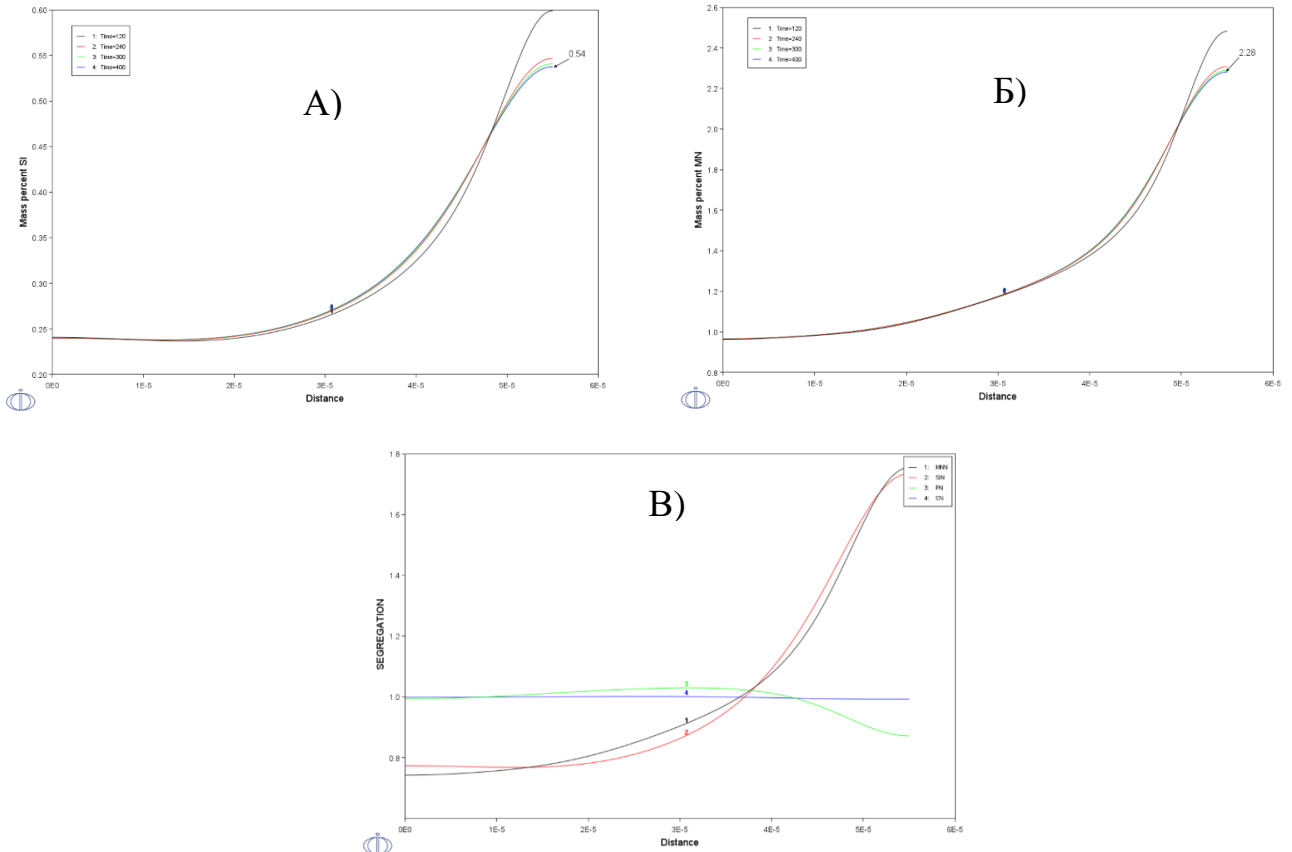


Рисунок 3.13 - Расчёты Thermo-Calc, $CR=1,3$ °C/сек: А) Градиент концентрации Si по сечению дендритной ячейки, Б) Градиент концентрации Mn по сечению дендритной ячейки, В) Коэффициенты сегрегации по сечению дендритной ячейки

При увеличении толщины сляба скорость охлаждения снижается на $0,5^{\circ}\text{C}/\text{сек}$, расстояние между дендритными осями увеличивается. Создаётся предпосылка для изменения дендритной сегрегации. Коэффициенты сегрегации незначительно увеличиваются с 1,75, до 1,85.

Данные экспериментального исследования микросегрегации получены с помощью растрового электронного микроскопа Ultra 55 Carl Zeiss. На рисунке 3.14 предоставлены карты распределения марганца, построенные по сечению дендритов и междендритных пространств в четверти толщины слябов стали марки 30Г и для сравнения приведена карта микросегрегации марганца в четверти толщины сляба толщиной 355мм.

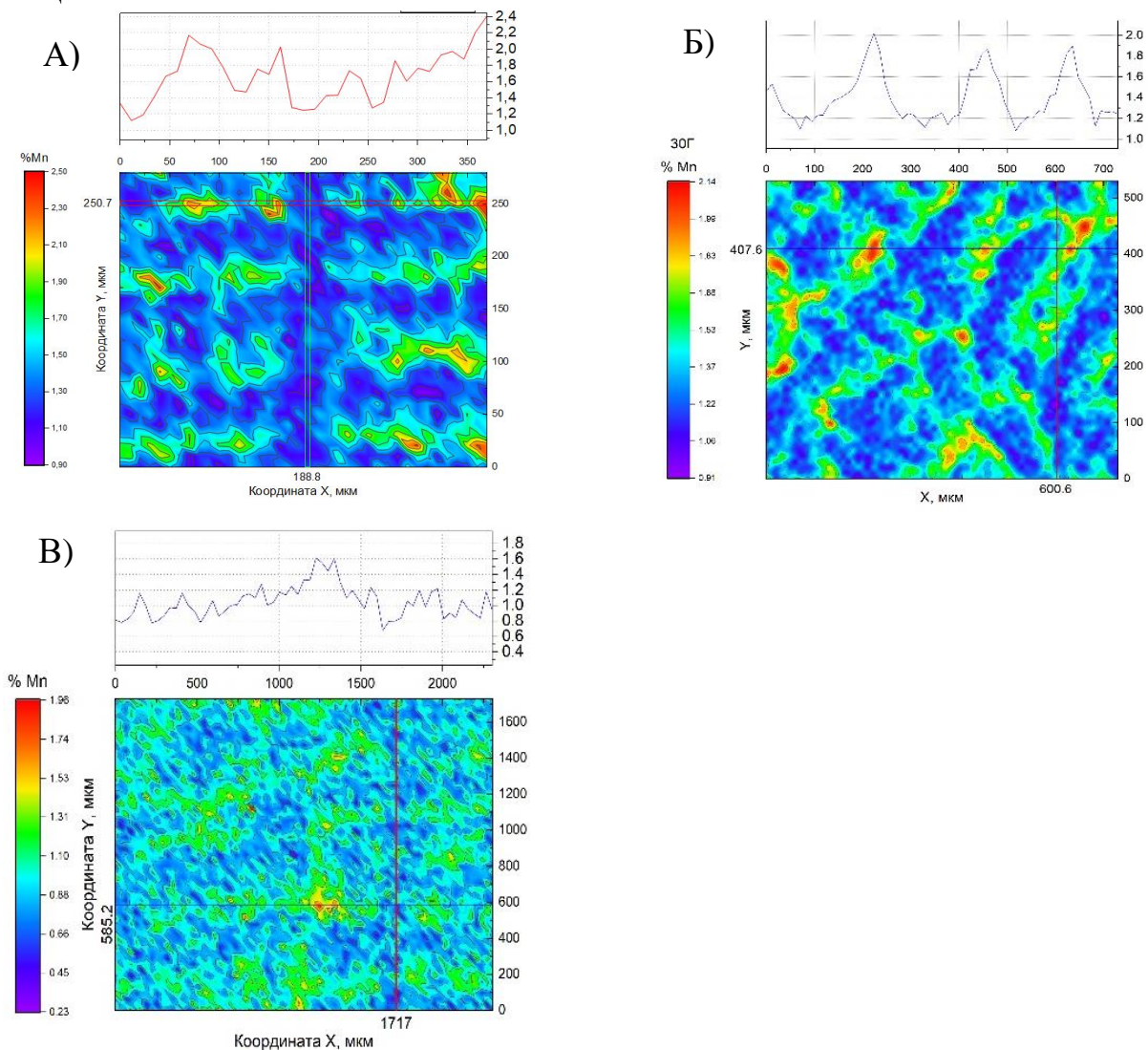


Рисунок 3.14 - Распределение марганца по сечению дендритной ячейки слябов химического состава С-Mn-Si: А) сляб толщиной 90мм; б) сляб толщиной 105мм; в) сляб толщиной 355мм

Изменение концентрации марганца по сечению оси дендрита находится в узком диапазоне. При переходе к межосному пространству содержание марганца значительно возрастает. Картирование концентраций и количественная визуализация распределения элементов показала морфологию дендритной структуры. Расстояния между экстремумами концентраций на картах марганца совпадают с параметрами дендритной структуры на оптических изображениях. Отношение S_{\max}/S_{\min} увеличивается от 2,4 (сляб толщиной 90мм) до 8,2 (сляб толщиной 355мм).

Для исследования дендритной сегрегации представляет интерес влияния высокотемпературной выдержки металла в туннельной печи перед прокаткой на уровень микросегрегаций в тонкослябовой технологии. В пробах от тонкого сляба определяли дендритную сегрегацию после выдержки в течение 30 минут при температуре 1150°C в туннельной печи сляба стали 30Г, склонной к сегрегации. Пробы от сляба толщиной 355мм подвергли термической обработке при 1160°C для имитации классического длительного предпрокатного нагрева. На рисунке 3.15 приведены концентрационные карты марганца после предпрокатного нагрева. В таблице 3.4 для сравнения приведены значения S_{\max}/S_{\min} до и после предпрокатного нагрева слябов разных технологий.

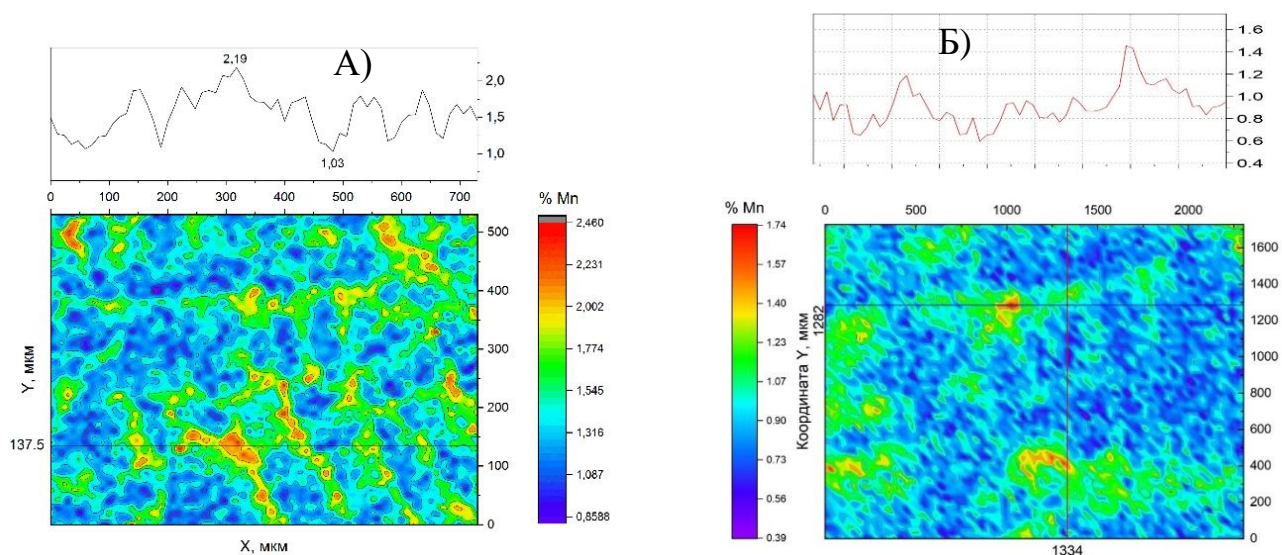


Рисунок 3.15 - Распределение марганца по сечению дендритной ячейки после предпрокатного нагрева: А) сляба толщиной 90мм, Б) сляба толщиной 355мм

Дендритная сегрегация значительно не изменяется после прохождения тонкого сляба в туннельной печи перед прокаткой, остаётся приблизительно такой же, как

после выхода из МНРС. Следовательно, уровень микросегрегации, сформированный в линии МНРС, сохраняется при термомеханической обработке. В слябе толщиной 355мм происходит выравнивание концентрации марганца между осью дендрита и междендритным пространством после имитации предпрокатного нагрева по технологии повторного нагрева стали перед прокаткой.

Таблица 3.4 - Дендритные сегрегации марганца, измеренные микрорентгеноспектральным анализом в исходном состоянии и после нагрева перед прокаткой

Толщина сляба, мм	Смакс/Смин	
	До нагрева	После нагрева
90	2,8	2,8
355	8,6	4,5

3.3 Зёрненная структура в непрерывнолитых заготовках

Основным отличием традиционной технологии разлива и прокатки от объединённой технологии с прямой горячей прокаткой является вторичная рекристаллизация при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении на этапе нагрева сляба. Последовательные фазовые превращения при затвердевании, охлаждении и повторном нагреве слябов создают условия для измельчения зёрен аустенита. Сляб после предпрокатного нагрева, в ходе которого происходит превращения из феррито-перлита в аустенит, поступает на прокатку с размером зёрен аустенита около 100мкм [83]. Установлено, что томление сляба в течение 30 минут в туннельной печи не изменяет дисперсность исходного литого состояния структуры [11, 20]. Исследуемые в данной работе слябы толщинами 90 и 105мм поступают на прокатку с состоянием аустенитной структуры, образованной при $\delta \rightarrow \gamma$ превращении в линии МНРС. Для измерения аустенитных зёрен исследовали микроструктуру в исследуемых сталях непосредственно после разлива. Аустенитное зерно в непрерывнолитой структуре имеет неоднородное распределение размеров по сечению. По толщине различаются три зоны различной структуры: тонкая корковая зона толщиной из мелких полиэдрических ферритных зёрен и небольшим количеством перлита. За ней – зона вытянутых столбчатых зёрен, центральная часть состоит из крупных равноосных зёрен. Центральная зона

равноосных зёрен располагается вдоль середины толщины исследуемых слябов, явных отклонений от геометрической оси не обнаружено. Наиболее крупные зёрна присутствуют в области столбчатой структуры. Измерения зёрен в поперечных и продольных сечениях относительно направления разливки показали, что в слябах толщиной 90мм в 1мм^3 присутствуют 3 зерна. В слябах с увеличенной толщиной 105мм среднее количество зёрен в 1мм^3 составляет 2 штуки. Сравнение аустенитных зёрен в зависимости от толщины сляба приведено на рисунке 3.16.

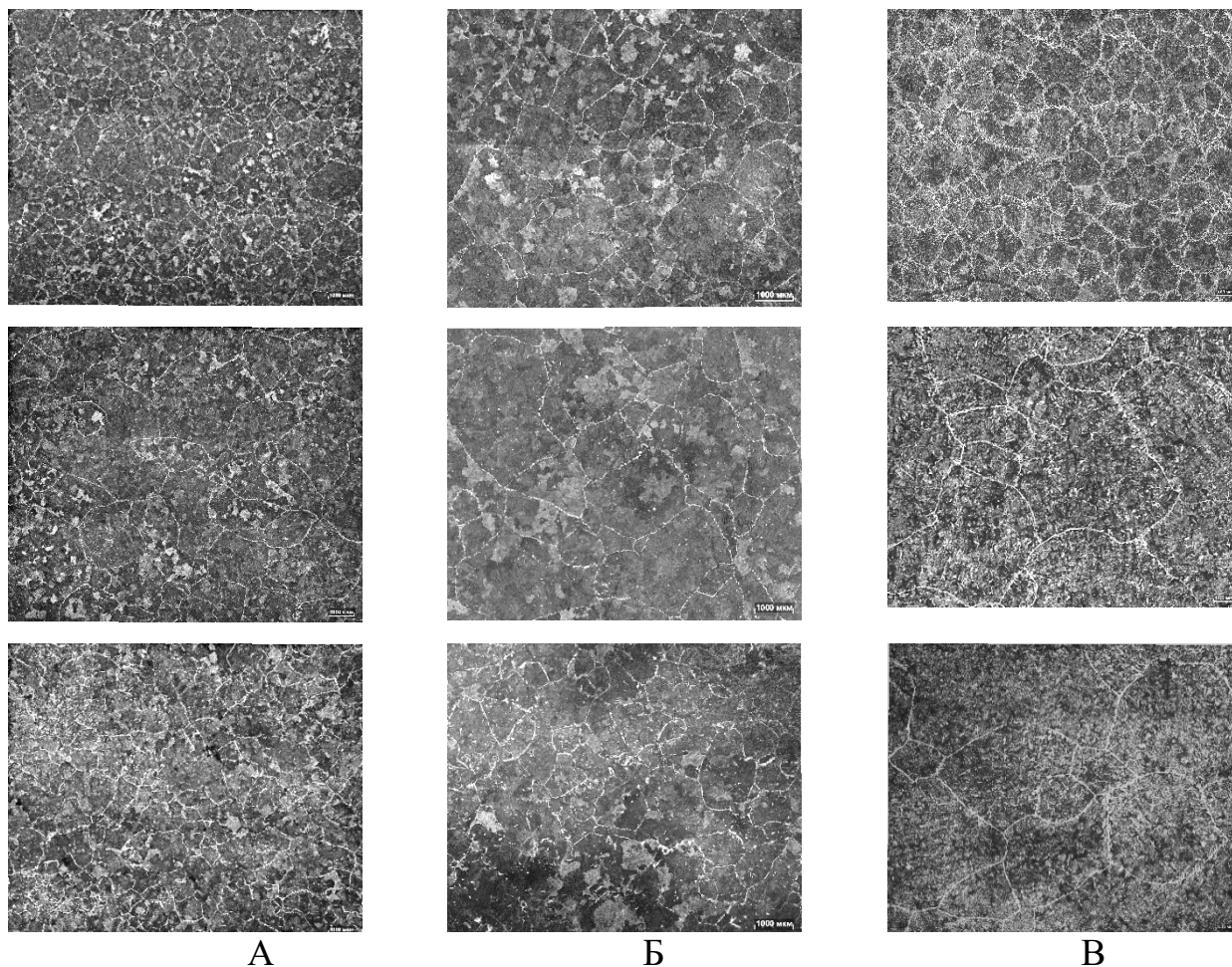


Рисунок 3.16 - Границы бывших зёрен аустенита, выявленные методом сетки феррита в сечениях параллельных широким граням: А) сляб толщиной 90мм, Б) сляб толщиной 105мм, В) сляб толщиной более 200мм

Аустенитные зёрна выделены ферритной сеткой на оптических изображениях структур с масштабом 1000мкм в сечениях параллельных широким граням. Средний размер зёрен в непрерывнолитой структуре сляба толщиной 90мм составляет около 700мкм, в слябе толщиной 105мм – около 1000мкм. Для сравнения в слябе толщиной

355мм в исходном состоянии зёрна размером более 2000мкм составляют основную долю более 70% (рисунок 3.17).

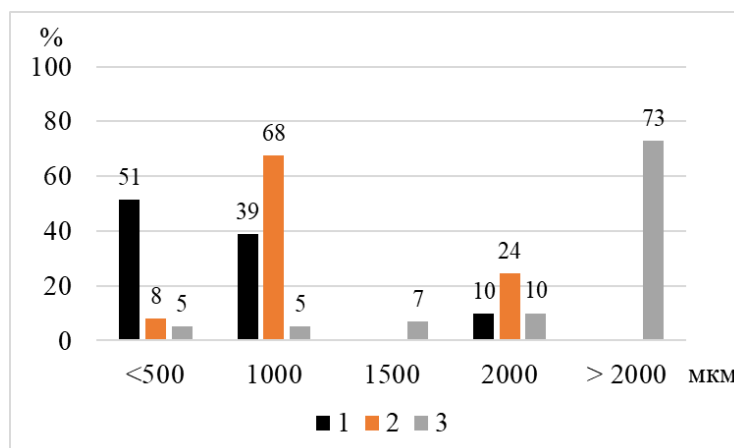


Рисунок 3.17 - Гистограмма распределения аустенитных зёрен по размерам в литой структуре: 1 - сляб толщиной 90мм, 2 - сляб толщиной 105мм, 3 - сляб толщиной 355мм

Однако после повторного предпрокатного рекристаллизационного нагрева сляб поступает на горячую прокатку со значительно измельчёнными зёрнами аустенита размером около 100мкм [83]. Даже без роста зёрен в ходе выдержки сляба в туннельной печи перед прокаткой [8, 11, 20] слябы толщиной 90 и 105мм поступают на прокатку со структурой значительно крупнее, чем в классическом слябе. На рисунке 3.18 приведено изображение зёрен, ограниченных аллотриоморфным ферритом до и после выдержки сляба в туннельной печи.

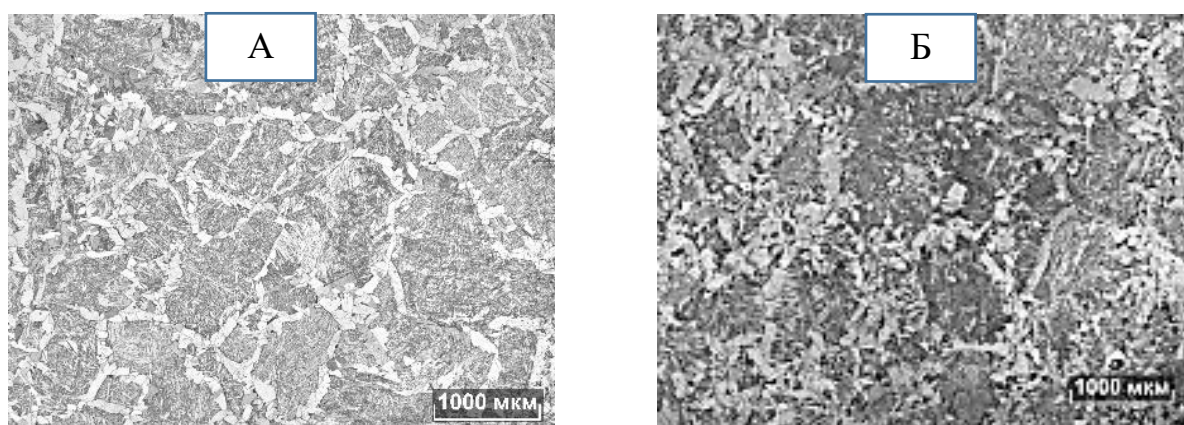


Рисунок 3.18 - Микроструктура сляба трубных марок стали: а) в исходном состоянии, б) после выдержки в туннельной печи в течение 30минут при температуре 1150°C

Коэффициент разнотерности $d_{\max}/d_{\text{сред}}$ в слябе толщиной 90мм составляет 2,8, размеры зёрен изменяются от 0,2 до 2мм. В экспериментальном слябе с изменённой толщиной 105мм размеры зёрен изменяются от 0,4 до 2мм, коэффициент разнотерности составляет 1,8.

Экспериментальные измерения размеров аустенитных зёрен в промышленных слябах разного способа производства продемонстрировали технологические достоинства тонкослябовой технологии. В слябах толщиной менее 150мм микроструктура является более дисперсной и однородной из-за повышения скорости охлаждения в значительных объёмах металла.

Выводы по главе 3

1. Условия разливки слябов толщинами 90 и 105мм обеспечивают уровень макросегрегаций химических элементов по толщине слябов в пределах погрешности измерений спектрального анализа. Полученное состояние непрерывнолитых слябов является близким к химически однородному в макрообъёмах. Обнаруженное локальное повышение содержания химических элементов является характерным в большей степени для дендритной сегрегации, чем для зональной химической неоднородности в макрообъёме.

2. В процессе исследования установили, что с ростом толщины слябов и снижением скорости охлаждения расширяется зона из дендритов столбчатой формы и уменьшается зона из равноосных дендритов. Расстояние между дендритными осями второго порядка в слябе толщиной 90мм изменяется от поверхности к середине толщины от 22 до 180мкм. Для сравнения в слябе толщиной 355мм размер дендритов крупнее в 2 раза, λ_2 изменяется от 57 до 350мкм. Технология разливки слябов в толщину более 200мм в целом демонстрирует более грубую дендритную структуру. Расчёты скоростей охлаждения показали, что в целом основной объём слябов толщинами 90 и 105мм охлаждается быстрее более, чем в 4 раза по сравнению со слябом толщиной 355мм. Установлено, что при увеличении толщины слябов от 90 до 105мм, скорость охлаждения в линии разливки снижается на $0,5^\circ\text{C}/\text{сек}$ и вызывает изменения в параметрах дендритной структуры. Среднее расстояние между дендритными осями второго порядка в основных объёмах сляба изменяется со

110мкм до 150мкм. Сформированный при затвердевании уровень дендритной сегрегации не изменяется после выдержки сляба в туннельной печи перед прокаткой.

3. Расчёты Thermo-Calc показали, что в расплаве стали марки 30Г фазовое превращение $\delta \rightarrow \gamma$ происходит при достижении δ -феррита в жидкости около 40%. Дендритная сегрегация в этой стали представлена градиентом концентраций марганца и кремния. При увеличении толщины сляба скорость охлаждения снижается на $0,5^\circ\text{C}/\text{сек}$, расстояние между дендритными осями увеличивается. Создаётся предпосылка для изменения дендритной сегрегации. Коэффициенты сегрегации незначительно увеличиваются с 1,75, до 1,85. Содержание Mn в межосном пространстве достигает 2,45%, на оси дендрита – 0,95% при содержании Mn в плавке 1,32%. Содержание Si в межосном пространстве составляет 0,56%, на оси – 0,23% при содержании Si в плавке – 0,24%. Следовательно, дендритная структура, выявленная сегрегационным травлением образцов от слябов стали марки 30Г, является картиной распределения элементов Si и Mn. Результаты расчётов дендритной сегрегации в Thermo-Calc подтверждены экспериментальными данными микрорентгеноспектрального анализа.

4. Ориентация дендритной структуры в первую очередь обуславливает направление роста аустенитных зёрен. Полной тождественности границ дендритов и литых зёрен не обнаружено. Дилатометрические исследования образцов от слябов с разной исходной дисперсностью дендритов показали зависимость продуктов распада аустенита от характера исходной дендритной структуры в образцах.

5. Используя тот же алгоритм исследований можно изучить особенности структуры НЛЗ из низкоуглеродистой стали микролегированной ниобием.

ГЛАВА 4. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ

4.1 Изучение микроструктуры в ходе черновой прокатки

Проведён эксперимент на дилатометре для стали 30Г по имитации черновой прокатки по режиму на рисунке 4.1. После деформации образца из сляба толщиной 105мм среднее расстояние между дендритными осями первого порядка изменилось от 250мкм до 95мкм.

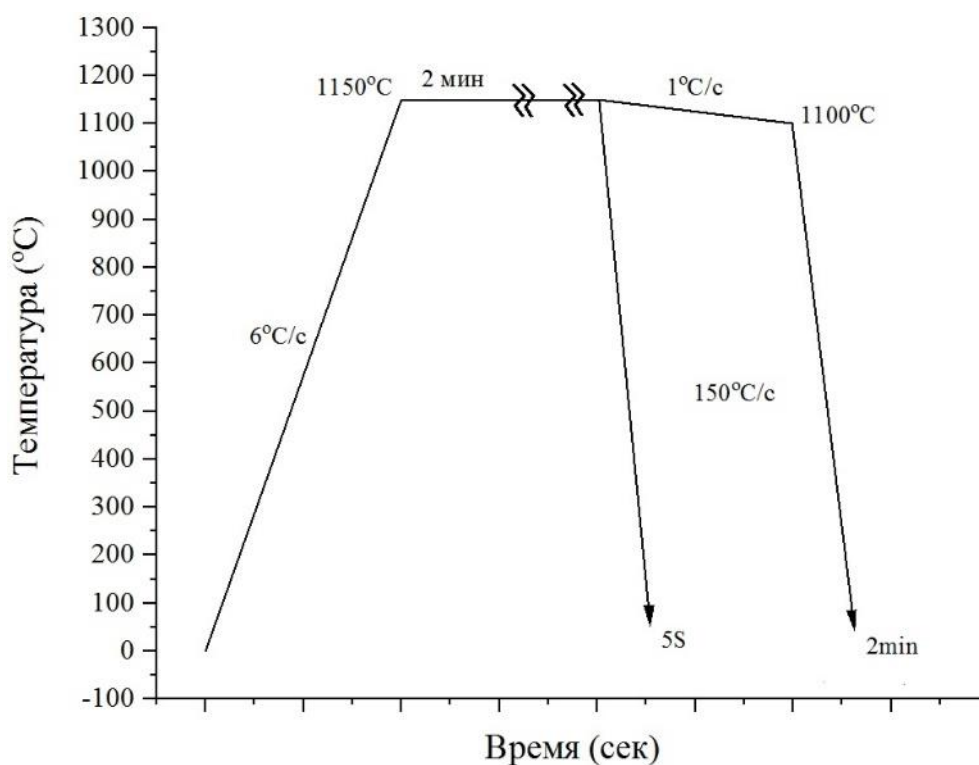
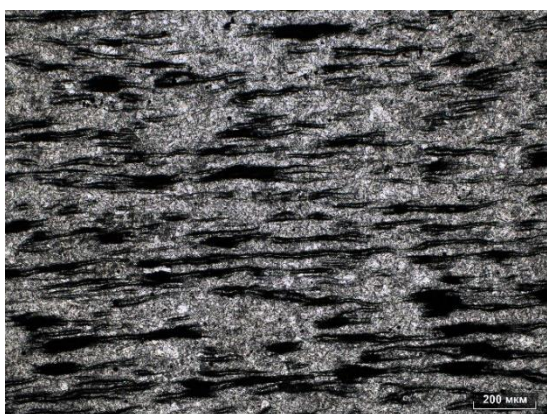


Рисунок 4.1 -Режимы обработки образцов из стали марки 30Г

Вид деформированной дендритной структуры приведён на рисунке 4.2. Замечено, что величина относительного изменения размеров дендритной структуры является близким по значению к фактической выполненной относительной деформации образца. Данное наблюдение позволяет использовать изменения в дендритной структуре в ходе деформации для изучения глубин проникновения пластической деформации по толщине сляба.

Сопоставление изображений одного и того же участков шлифа после травления на дендритную и аустенитную зёрненную структуру не показало металлографического соответствия между дендритной и зёрненной структурами. По всему сечению образцов зёрна аустенита равномерные, близкие по размерам (рисунок 4.3).

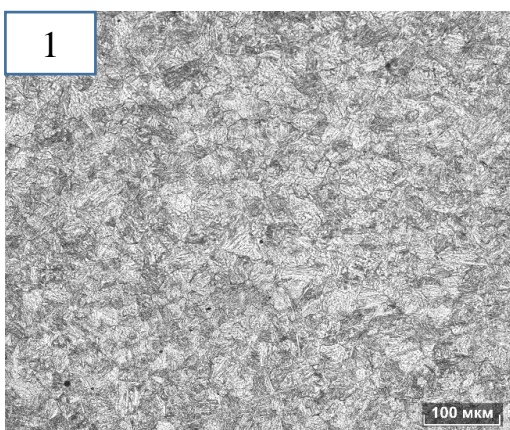


А)

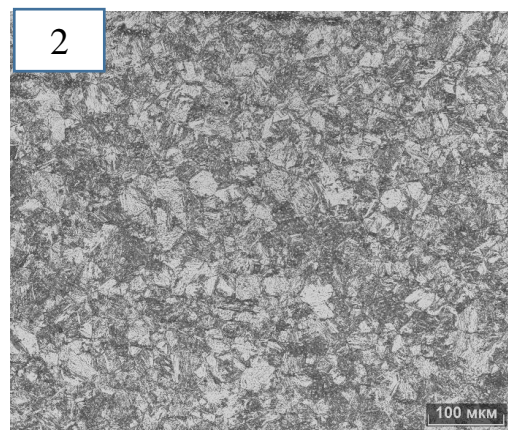


Б)

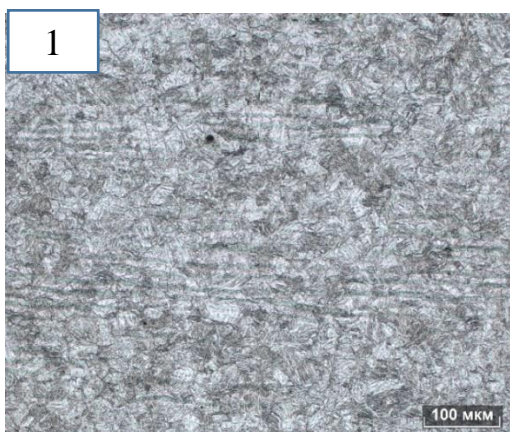
Рисунок 4.2 - Вид преобразованной в ходе деформации дендритной структуры после имитации черновой прокатки образцов из: А) сляба толщиной 90мм, Б) сляба толщиной 105мм



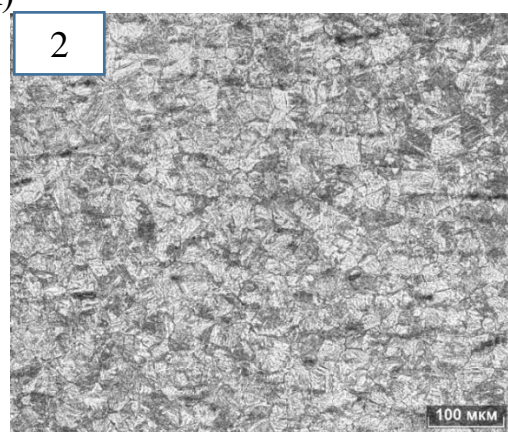
1



2



1



2

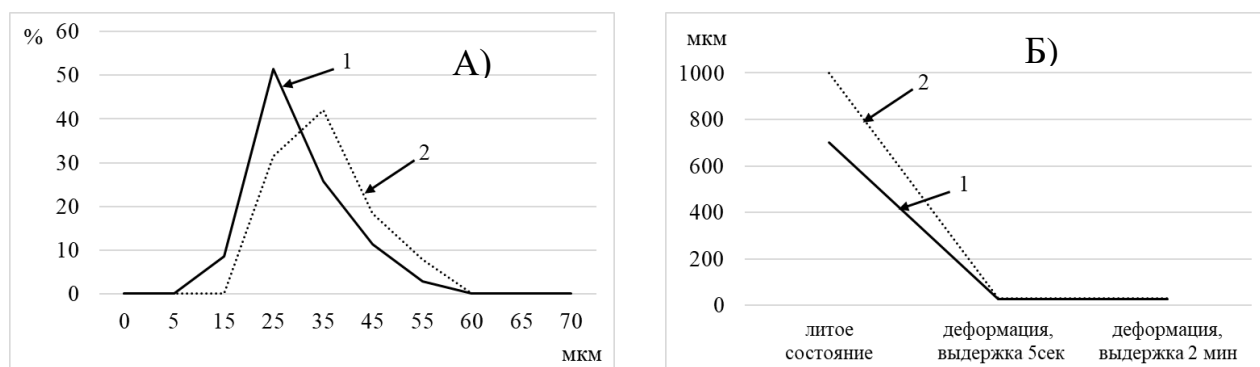
А)

Б)

Рисунок 4.3 - Границы бывших зёрен аустенита после имитации черновой прокатки в образцах из: 1 – сляба толщиной 90мм, 2 – сляба толщиной 105мм: А – после деформации выдержка 5 секунд, Б – после деформации выдержка 2минуты

После деформации средний размер зерна аустенита 700мкм изменился до 28мкм, размер зерна 1000мкм изменился до 32мкм. Деформационная двухминутная

выдержка в течение 2 минут, имитирующая движение раската до чистой группы клеток, значительно не повлияла на размер зерна. После выдержки размер зерна не изменился (рисунок 4.4)



1-средний размер исходного зерна 700мкм, 2-средний размер исходного зерна 1000мкм

Рисунок 4.4 - Зёрна аустенита после имитации черновой прокатки в образцах из слэбов с разной дисперсностью исходной литой структуры: А) Распределение размеров зёрен аустенита после имитации деформации и выдержки 5 секунд; Б) средний размер аустенитного зерна до и после имитации деформации и разной выдержке

В образцах с разной исходной литой структурой после имитации прокатки в черновой группе клеток получена однородная равномерная аустенитная структура с измельчённым зерном аустенита. После выдержки в течении 2 минут средневзвешенный размер зерна не изменился. В таблице 4.1 приведены результаты измерения зёрен после имитации черновой прокатки.

Таблица 4.1 - Размеры зёрен аустенита до и после имитации черновой прокатки

Исходный размер зерна, мкм	Выдержка после прокатки, сек	Средневзвешенный диаметр зерна, мкм	Макс. диаметр рекристаллизованного зерна после прокатки, мкм	Максимальная площадь зерна, мкм ²	Коэффициент разнотерности
700	5	28,1	47,2	1750	1,7
	120	28,3	50,6	2010	1,8
1000	5	32,6	50,6	2015	1,55
	120	32,4	59,6	2658	1,8

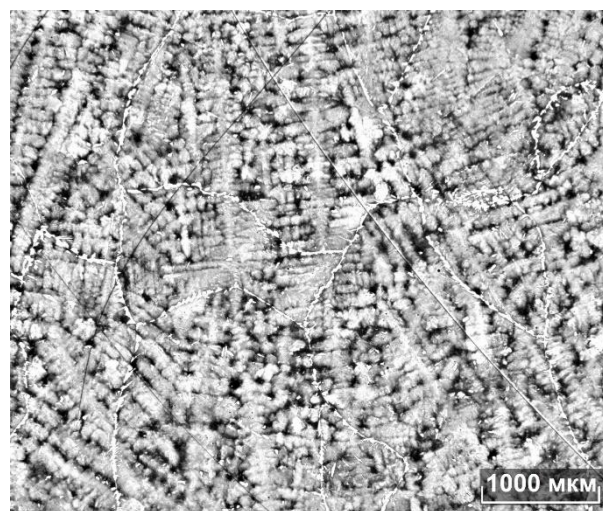
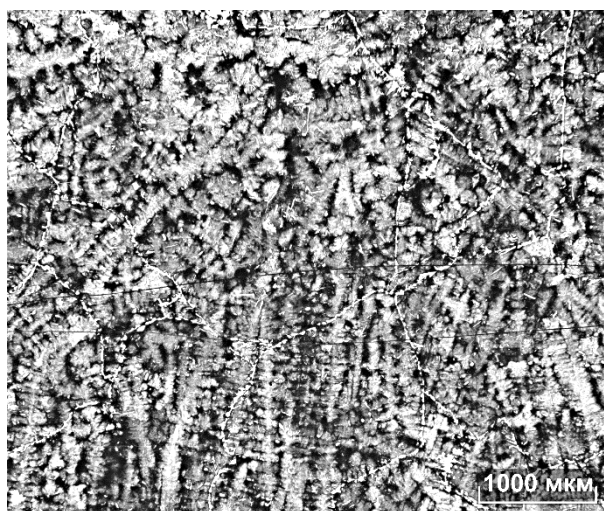
Следует отметить, что имитация прокатки осуществляли на образцах после нагрева с комнатной температуры и выдержке в течение 2 минут при температуре

1150°C. В данном случае при охлаждении сляба и повторном высокотемпературном нагреве до 1150°C произошли фазовые превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\alpha \rightarrow \gamma$. Фазовая перерекристаллизация привела к измельчению зерна. Сформированная перед прокаткой равномерная структура обеспечила однородное мелкодисперсное зерно после черновой горячей деформации. Высокотемпературная выдержка, имитирующая движение раската до чистовой группы клетей не привела к значительному росту зерна.

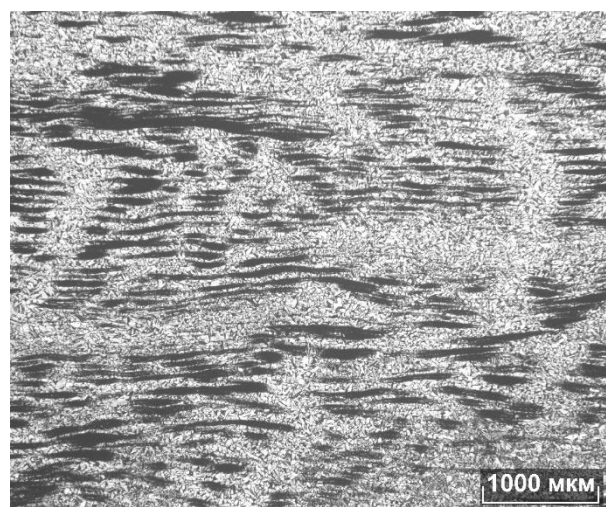
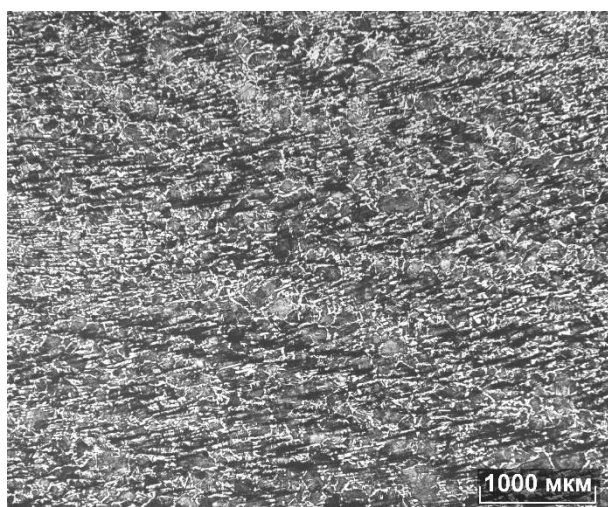
Способ исследования тонкослябовой технологии по фазовому превращению и росту зёрен на повторно подогретых образцах не позволяет оценить влияния литой структуры на структурообразование в ходе прокатки. На этапах охлаждения и нагрева проходят процессы фазовой рекристаллизации. Описанные ниже результаты стали марки 30Г получены на промышленном металле. В условиях ЛПК сляб с исходной литой структурой предварительно прокатывают в двух черновых клетях для подготовки однородной мелкозернистой аустенитной структуры перед чистовой прокаткой. Изучение характера полученной в ходе измельчения и рекристаллизации аустенитной структуры и выявления особенностей трансформированной дендритной структуры выполняли на пробах от раската после черновой прокатки. Из проб изготавливали металлографические шлифы.

На шлифах сегрегационным травлением выявили деформированную дендритную структуру. После переподготовки шлифов выявили аустенитную структуру. На рисунке 4.5 показан вид дендритной структуры до и после горячей деформации в черновой группе клетей слябов разных толщин. Хорошо различимы светлые оси дендритов и тёмное междендритное пространство. Расстояние между дендритными осями первого порядка λ_1 и толщина дендритных ветвей изменилась относительно исходного литого состояния. Эти параметры уменьшились в среднем на величину общей относительной деформации слябов. Средняя λ_1 изменилось с 150 мкм до 55 мкм, со 250 до 95 мкм при обжатии на 65-70% слябов толщинами 90 и 105 мм соответственно.

До прокатки



После прокатки



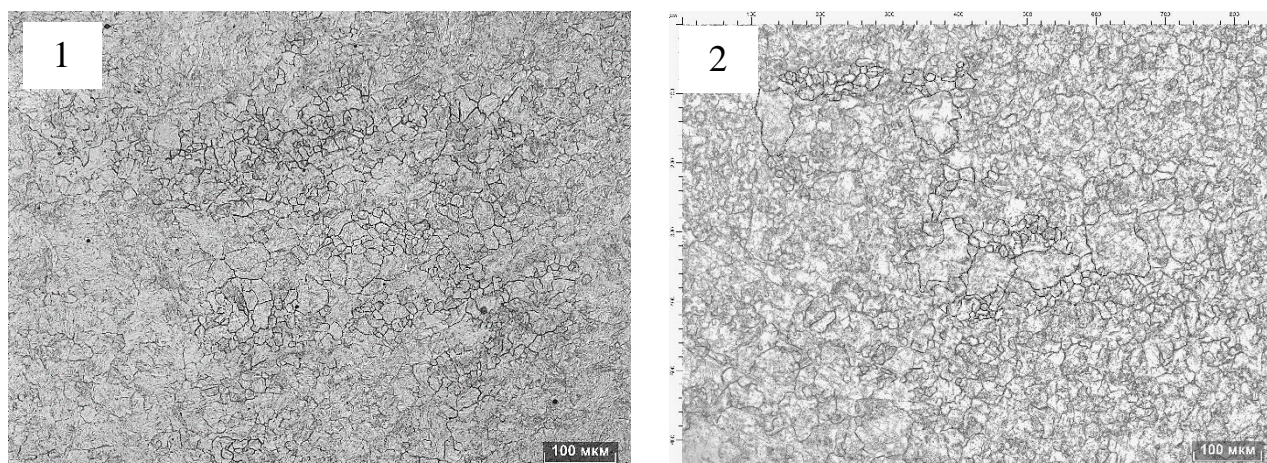
А)

Б)

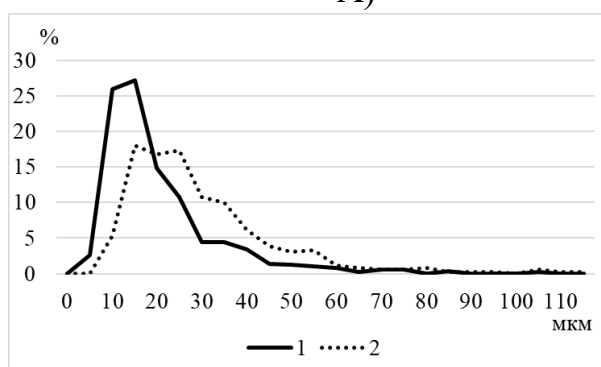
Рисунок 4.5 - Вид дендритной структуры до и после прокатки слябов: А) 90мм, Б) 105мм

Сопоставление изображений одного и того же участков шлифа после травления на дендритную и аустенитную зёрненную структуру показало металлографическое соответствие между дендритной и зёрненной структурами (рисунок 4.6). Участки вытянутых светлых дендритных остовов соответствуют расположению более крупных зёрен аустенита. Участки повышенной травимости, соответствующие вытянутым междендритным пространствам, соответствуют расположению зёрен меньшего размера. Средневзвешенный диаметр рекристаллизованного зерна аустенита 27,9мкм и 37,0мкм в раскатах после прокатки слябов толщинами 90 и 105мм в черновой группе клетей является близким по размеру рекристаллизованных зёрен в образцах после имитации классической технологии с фазовой

перекристаллизацией литого аустенитного зерна. В участках, занятых вытянутыми дендритными остовами присутствуют зёрна крупнее 100мкм (таблица 4.2).



А)



Б)

Рисунок 4.6 - Структура аустенита после черновой прокатки (А) и распределение зёрен по размерам (Б): 1 – раскат из сляба 90мм; 2 – раскат из сляба 105мм

Таблица 4.2 - Результаты измерений зёрен аустенита после черновой прокатки разных слябов

Образец от раската из сляба толщиной, мм	Средневзвешенный диаметр зерна, мкм	Макс диаметр зерна в раскате, мкм	Макс площадь зерна, мкм ²	Коэффициент разноразмерности
90	27,9	108,7	8351	3,9
105	37,0	110,0	9555	3,0

Обнаруженные особо крупные рекристаллизованные зёрна аустенита расположены исключительно в участках вытянутых первичных дендритов с пониженным содержанием Mn. По месту химически «чистых» участков барьерное

действие для предотвращения роста рекристаллизованных зёрен аустенита является ослабленным по сравнению с химически обогащёнными пространствами. Сформированную при черновой прокатке структурную неоднородность невозможно исправить при чистовой прокатке, и при формировании конечной структуры данная неоднородность проявляется в формировании отдельных крупных участков бейнита речной морфологии или областей крупных зерен феррита, отрицательно влияющих на вязкость и пластичность материала [119-120].

4.2 Оценка характера деформации слябов измерениями деформированной дендритной структуры

Компоновка литейно-прокатных комплексов (ЛПК) подразумевает объединение оборудования непрерывной разливки слябов и прокатки для осуществления непрерывного последовательного процесса. Сляб сразу после разливки проходит через туннельную печь для устранения градиента температуры по сечению и поступает в прокатные клетки. Каждая из этих клеток позволяет проводить значительные обжатия (до 50%) слябов для эффективного измельчения исходной крупнозернистой литой структуры. После черновой группы клеток подкат с рекристаллизованным мелким зерном аустенита транспортируется по подогреваемому рольгангу в чистовую группу клеток [1-2, 117]. Для увеличения производственных мощностей разработана и внедрена технология непрерывной разливки слябов повышенной толщины. Благодаря изменению схемы обжатия сляба с жидкой сердцевиной, но сохранению технологии мягкого обжатия для создания качественной макроструктуры появилась возможность получать непрерывнолитой сляб толщиной 105 мм [116]. Механизм деформации непрерывнолитых слябов в черновой группе клеток имеет важное значение для качества конечной продукции. В связи с меньшим размером сечения непрерывнолитого сляба, чем у слябов толщиной более 200 мм, прокатка характеризуется меньшей степенью суммарной деформации. Известно, что равномерность механических свойств в готовом горячекатаном прокате во многом зависит от степени гомогенности структуры в подкате, поступающем в чистовую группу клеток. Для образования однородной структуры по толщине раската

степень деформации за каждый проход при черновой прокатке является таким же важным фактором, как и температура. Обжатия при отдельном проходе следует выбирать с учётом характера распределения деформации по толщине раската [85, 86].

Распространённый метод вставных стержней для исследования деформаций по толщине проката невозможно реализовать в промышленных условиях непрерывного процесса ЛПК. Визуальная оценка изменений в макроструктуре, выявленной горячим травлением показала общую картину структурных изменений без возможности детальной оценки. Результаты изучения макроструктуры приблизительные Вид преобразований макроструктуры в переходных сечениях раската после деформирования в первой и второй черновых клетях тонкого сляба приведён на рисунке 4.7А. В макроструктуре в начальной стадии деформации признаки литой структуры сохранились только в центральной части по толщине раската. После второй черновой клетки количественная оценка структуры без применения значительных увеличений становится невыполнимой. Ещё одним способом оценки локальных деформаций является измерение зёрен аустенита, зафиксированных в пробах, отобранных от концов раскатов [85]. Данный способ подходит для анализа промежуточных толщин и не является полностью достаточным для изучения поэтапных структурных изменений в переходных сечениях раската. Также в остановленных раскатах с температурой выше температуры рекристаллизации не исключён процесс собирательной рекристаллизации - роста одних зёрен за счёт других. Вид трансформации зёрненной структуры из литого в деформированное состояние после прокатки в каждом проходе черновой клетки приведён на рисунке 4.7Б.

Исследования показывают, что литая зёрненная структура сочетается с первичной дендритной структурой, ферритные выделения, ограничивающие литые зёрна, присутствуют в междендритных (между осями первого и второго порядков) участках (рисунок 4.8А). Травление на аустенитную структуру демонстрирует расположение аустенитных зёрен относительно остовов дендритов и междендритного пространства (рисунок 4.8Б).



- первая клеть

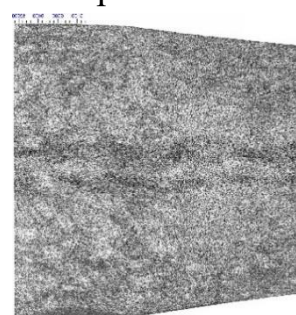


- первая клеть



-вторая клеть

А)

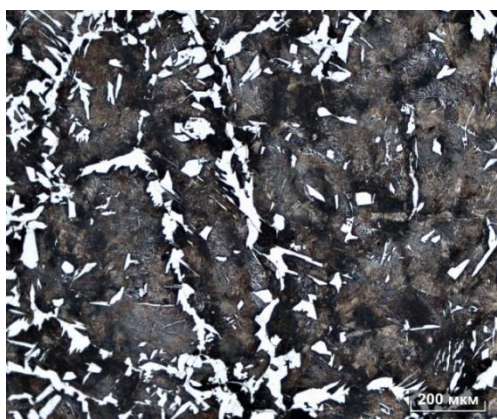


-вторая клеть

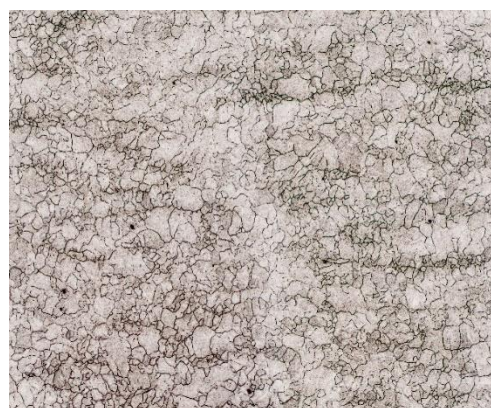
Б)

Рисунок 4.7 - Переходное сечение раската после проходов в первой и второй черновых клетях с выявленной: А) с выявленной макроструктурой, Б) с выявленной зёрненной структурой

Исследованиями установлено, что нахождение сляба в туннельной печи в течение 30 минут при температуре 1150°C существенно не изменяет характер дендритной структуры. Дендритная структура дробится и измельчается только под действием деформации. Имитацией горячей прокатки с заданными степенями обжатий образцов на дилатометре и измерением параметров дендритной структуры, выявленной на образцах после деформации, установлено, что изменения междендритных расстояний относительно исходного состояния являются близкими по значению фактическим степеням деформации.



А)



Б)

Рисунок 4.8 - Вид литой структуры: А) ферритные выделения, ограничивающие литые зёрна между осями дендритов первого и второго порядков
 Б) расположение аустенитных зёрен относительно остовов дендритов и междендритного пространства

Измерение дендритной структуры в ходе обжатий может охарактеризовать равномерность местных деформаций важных для образования однородной структуры аустенита под действием термомеханической обработки. Данный подход возможно использовать для изучения особенностей механизма деформирования по толщине слябов ЛПК. После травления шлифов в водном растворе пикриновой кислоты «чистые» дендритные промежутки выглядят светлыми, междендритные промежутки, обогащённые химическими элементами, выглядят тёмными. Панорамные изображения «очагов» деформации из первой и второй черновой клетей приведены на рисунке 4.9.

В исходной литой структуре, сформированной при затвердевании слябов параметры дендритов неодинаковые по толщине. Размеры и форма дендритов и междендритных пространств изменяются по толщине слябов. С поверхности вглубь распространяются преимущественно ориентированные оси первого порядка. Такой характер структуры занимает значительную часть объёмов металла. Центральные слои металла состоят из дендритов столбчатой и равноосной формы.

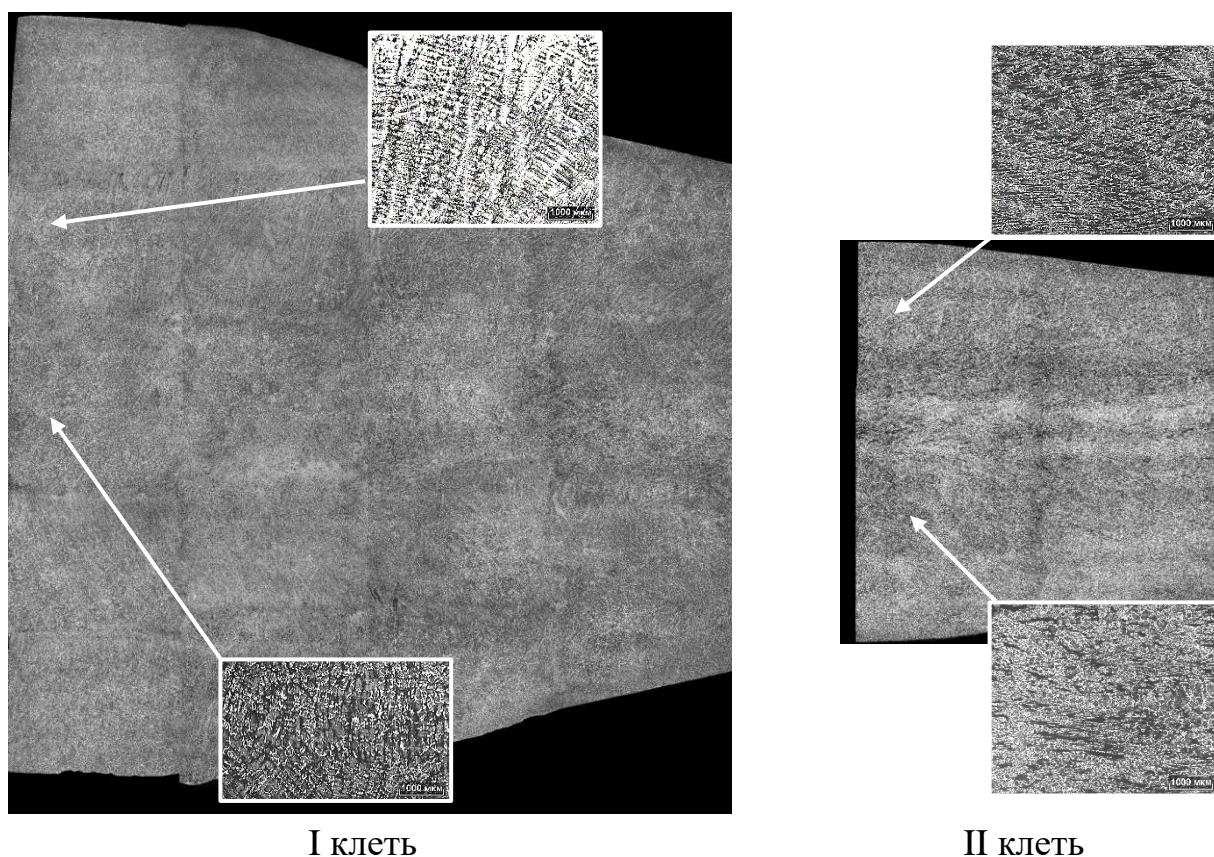


Рисунок 4.9 - Вид дендритной структуры в раскатах после проходов в первой и второй черновых клетях

Видно, как в значительных объёмах сляба в диапазоне относительной деформации $\varepsilon=0-70\%$ изменяются угол наклона осей относительно своего первоначального роста и расстояние между первичными осями. В дендритной структуре по длине очагов деформации наблюдается постепенный разворот первичных осей дендритов в направлении прокатки. С увеличением обжатий уменьшается расстояние между первичными дендритами. Деформация изменяет исходное состояние дендритной структуры. Изменяются размеры, плотность и направление дендритных осей и междендритных промежутков. С уменьшением толщины первичные дендриты разворачиваются в направлении прокатки, смещаются ближе друг к другу и становятся тоньше.

Для получения равномерной рекристаллизованной аустенитной структуры после черновой прокатки необходимо обеспечить деформирование по всей толщине проката, обеспечить «проработку литой структуры». На рисунках 4.10 и 4.11 представлены постепенные изменения в дендритной структуре, происходящие

в ходе деформации слябов с разной исходной дисперсностью дендритной структуры: изменения угла наклона осей дендритов и расстояние между осями в четверти и середине толщины слябов толщинами 90 и 105мм

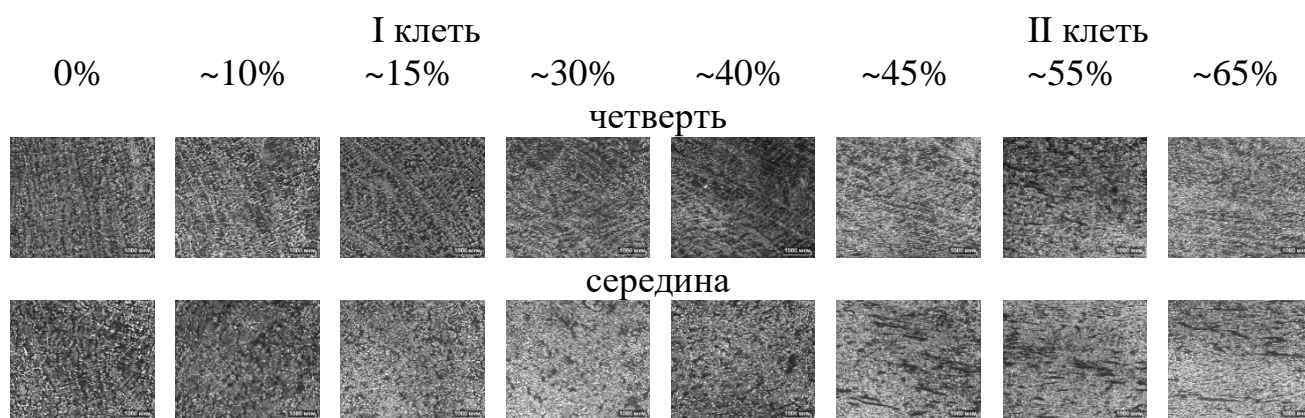


Рисунок 4.10 - Преобразование дендритной структуры в ходе деформации слябов в черновой группе клеток сляба толщиной 90мм

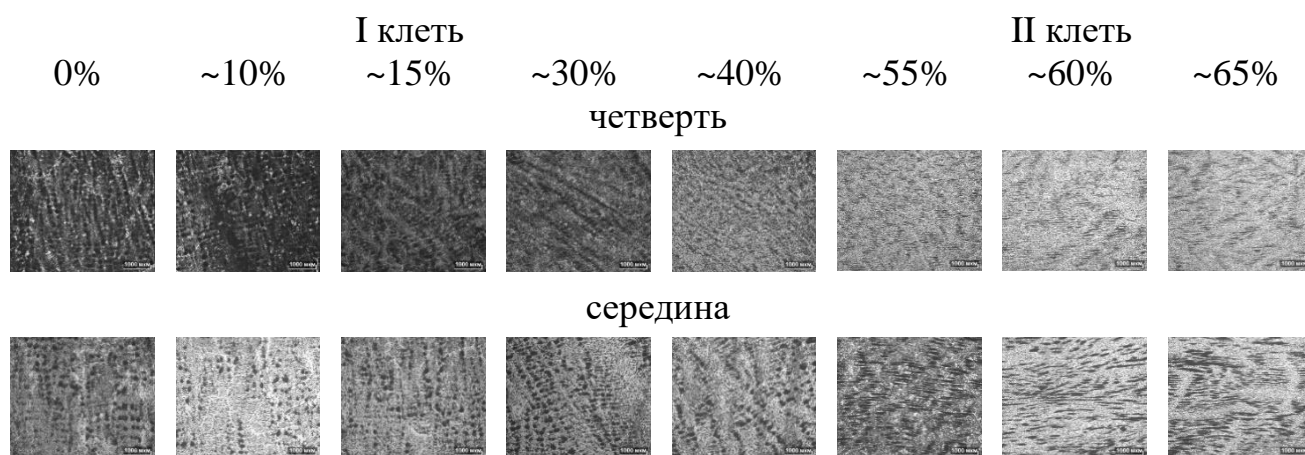
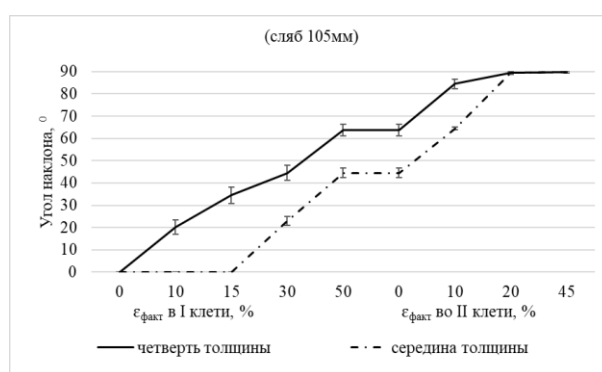
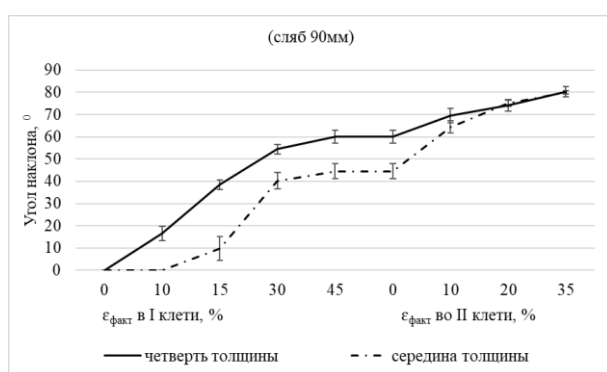


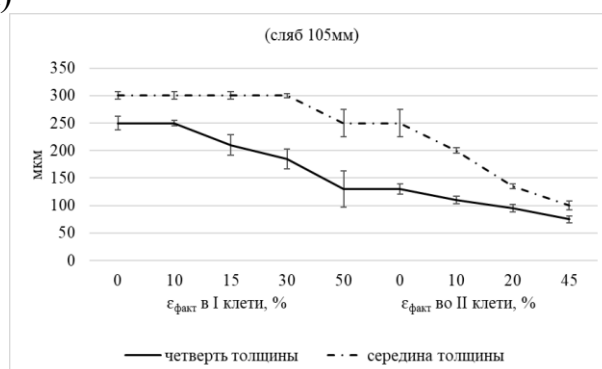
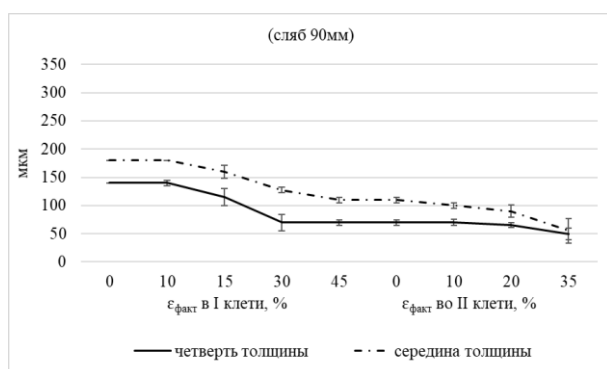
Рисунок 4.11 - Преобразование дендритной структуры в ходе деформации слябов в черновой группе клеток сляба толщиной 105мм

В начале деформации слябов при $\varepsilon < 10\%$ первые изменения происходят только в поверхностных слоях раската, оси дендритов отклоняются от главного направления своего роста и разворачиваются в направлении прокатки. После достижения деформации $\varepsilon > 15\%$ начинается интенсивное смещение осей первого порядка в направлении, перпендикулярном воздействию обжатия, вплоть до выхода из первой клетки. При общих степенях деформации 45% для сляба толщиной 90мм и 50% для сляба толщиной 105мм угол наклона осей становится одинаковым в четверти и середине толщины раскатов (рисунок 4.12 А).

Параметр «расстояние между первичными дендритными осями» изменяется похожим образом. Для сляба толщиной 90 мм изменение расстояния между дендритными осями начинаются при степени деформации больше 10%. Почти двухкратное уменьшение междендритного расстояния достигается уже при 45% деформации. В слябе толщиной 105 мм для начала изменения дендритной структуры в центре сляба необходимо более 30% деформации, а в четверти толщины измельчение начинает происходить при деформации 15%. Для уменьшения расстояния между первичными осями в два раза в центре и на четверти толщины необходимо достижение деформации минимум 55 и 45% соответственно. Для двухкратного уменьшения расстояния между осями дендритов в слябе толщиной 105 мм необходимы большие степени обжатия в каждой клетке, чем в слябе толщиной 90 мм (рисунок 4.12Б).



А)



Б)

Рисунок 4.12 - Параметры дендритной структуры по длине очагов деформации из I и II черновой клеток слябов: А) Изменение угла наклона осей первого порядка в ходе деформации по отношению к главному направлению роста, Б) Расстояния между дендритными осями в ходе деформации

Однако замечено, что в ходе обжатий во второй черновой клети раската из сляба 90мм не происходит значительных изменений в размерах дендритной структуры. Уменьшение расстояния между первичными осями дендритов по всей толщине переходных сечений подтверждает проработку структуры по всей толщине и создает предпосылку для равномерной рекристаллизации аустенитного зерна перед чистовой прокаткой. Хотя угол наклона дендритных осей показывает характер структурных изменений по всей толщине, но, вероятно, в большей степени зависит от полного абсолютного уменьшения толщины сляба. Поэтому в слябе толщиной 105 мм угол поворота осей больше, чем в слябе толщиной 90мм. Параметр «расстояние между первичными осями дендритов» лучше характеризует распределение деформации по толщине сляба, чем поворот осей дендритов. На рисунке 4.13 приведена блок-схема, иллюстрирующая алгоритм метода оценки местных деформаций по толщине раскатов, основанный на определении относительного уменьшения расстояний между осями дендритов в ходе деформации.



Рисунок 4.13 - Блок-схема реализации способа оценки местных деформаций

Графическим представлением относительных изменений в размерах дендритной структуры можно получить картину распределения фактической деформации по толщине в ходе прокатки. В исходной литой структуре, сформированной при кристаллизации слябов, параметры дендритов неодинаковые по толщине. За зоной мелких кристаллов у поверхности сляба располагается участок строго ориентированных дендритных осей первого порядка, который переходит в зону кристаллов равноосной формы. По толщине слябов и раската с шагом 1 мм измерили расстояния между осями первого порядка. В каждом участке выполняли не менее 20 измерений. Для определения степени достоверности результатов измерений дендритной структуры (ДС) применили метод «Описательная статистика» в программе Excel. При уровне надёжности 95% были рассчитаны предельные ошибки измерений ДС и доверительные коэффициенты. На рис. 4.14 приведены кривые результатов средних значений и доверительные интервалы предельной ошибки измерений дендритной структуры. Полная толщина в исследуемом сечении обозначена как h_0 , текущая толщина от «большого» радиуса - h , значение 0 и 1 соответствует противоположным поверхностям. Для решения вопроса о степени достоверности результатов измерений дендритной структуры определили доверительный коэффициент, который равен отношению результата измерения ДС к его ошибке. Минимальное значение доверительного коэффициента для массива данных в слябе составило 11,62, для раската с общей степенью деформации 45-50% - 9,53, 65-70% - 6,99. При числе измерений равным 20 и уровне надёжности 95% значение критерия определяли по таблице Стьюдента. Полученные доверительные коэффициенты значительно выше табличного критерия — 2,9, что позволяет считать измерения ДС достоверными. После оценки статистической значимости были выведены полиномиальные уравнения в слябе и при обжатиях 45-50%, 65-70%. Формулы (7), (8), (9) соответственно:

$$y = -87,334x^5 + 1222,2x^4 - 2298,7x^3 + 1130,8x^2 + 28,626x + 97,421 \quad (7),$$

$$y = 743,24x^4 - 1565,1x^3 + 869,17x^2 - 50,66x + 56,559 \quad (8),$$

$$y = -2063,5x^6 + 5930,6x^5 - 5887,1x^4 + 2163x^3 - 154,1x^2 + 8,6481x + 39,494 \quad (9),$$

где y – параметр структуры, мкм

x – относительная текущая толщина.

Величина достоверности уравнений довольно высокая, более 0,9.

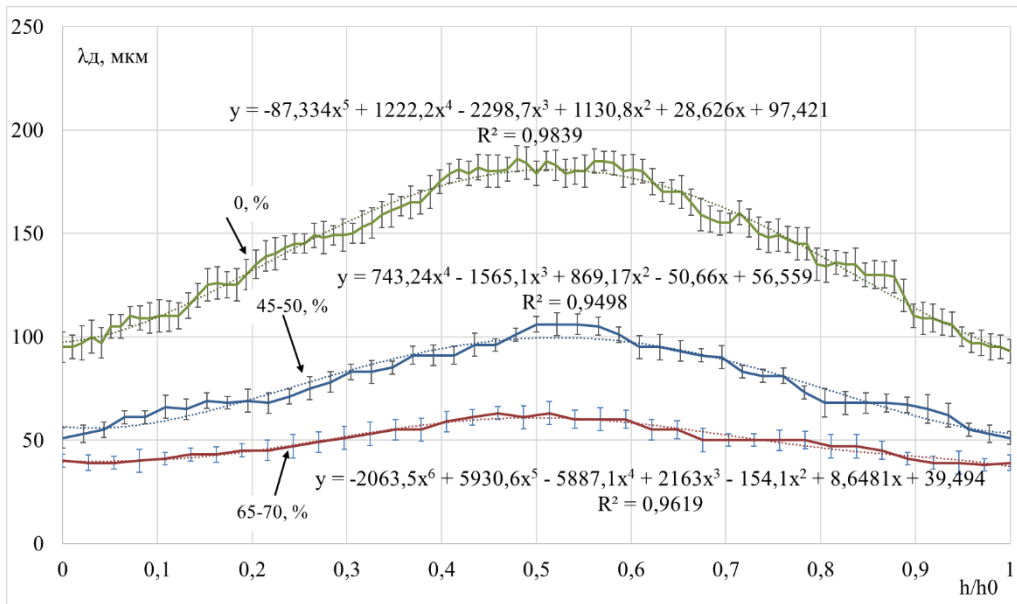


Рисунок 4.14 - Результаты измерений параметров дендритной структуры по толщине слябов и раскатов

Уравнения позволили аппроксимировать измерения дендритной структуры (рисунок 4.15А) и рассчитать относительные изменения параметров структуры в любой точке толщины раскатов (рисунок 4.15Б).

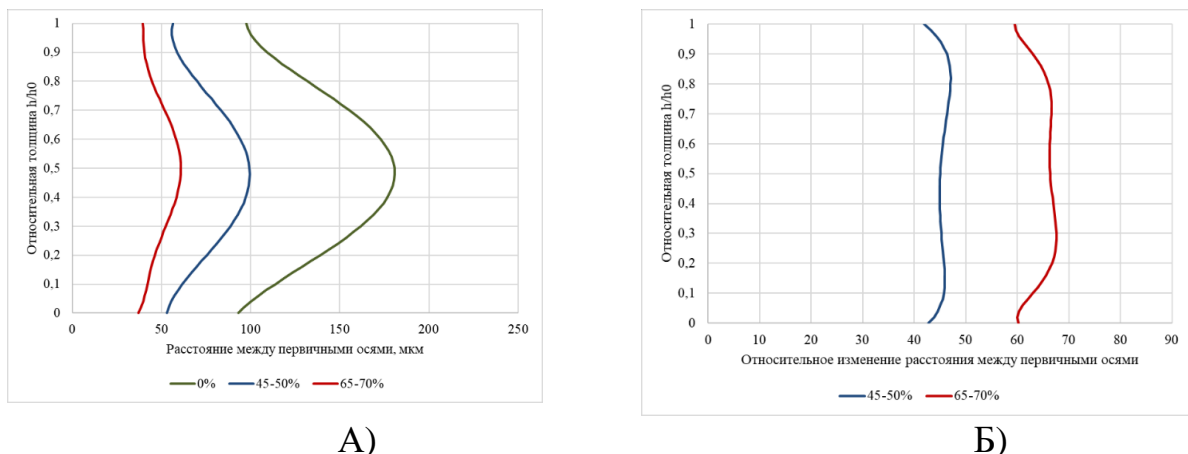


Рисунок 4.15 - Влияние деформации на изменение расстояния между осями дендритов первого порядка по толщине слябов и раскатов: А) аппроксимированные значения, Б) относительное изменение

Количественная металлографическая оценка структуры показала, что относительное изменение размеров структурных элементов по толщине находится

в узких диапазонах: от 42 до 47% при заданной общей деформации 45-50% и от 60 до 67% при заданной общей деформации 65-70%. Небольшое отставание от основных структурных изменений в поверхностных слоях глубиной до 0,1 от толщины определяется трением между валками и поверхностью раската [86]. Установленные фактические обжатия в черновой группе клеток ЛПК обеспечивают равномерное воздействие на структуру по всей толщине раската.

Показано, что способ оценки деформаций по толщине исследованием макроструктуры и зёрненной структуры является менее представительным по сравнению с измерениями параметров дендритов. Дендриты изменяются только под действием деформации и измерения преобразований дендритной структуры могут служить заменой невыполнимому в непрерывном процессе ЛПК методу вставных стержней. Расчёт относительных изменений в дендритной структуре, вносимых прокаткой, показывает местные деформации в любой точке сечения раскатов. Исследование переходных сечений методом количественной металлографии показало, что обжатия в черновой группе клеток обеспечивают деформацию по всей толщине слябов ЛПК, необходимую для получения равномерной рекристаллизованной аустенитной структуры. Характер уменьшения расстояния между первичными осями дендритов в раскатах подтверждает проработку структуры по всей толщине и создает предпосылку для рекристаллизации аустенитного зерна перед чистовой прокаткой. В процессе работы показано, что в ходе деформации для воздействия на структуру в середине слябов толщинами 90 и 105мм необходимы обжатия более 15 и 30% соответственно. Для уменьшения расстояния между первичными дендритами в два раза по всей толщине раскатов необходимо достижение деформации минимум 45 и 55% соответственно для слябов толщинами 90 и 105мм. Определённые минимально необходимые степени деформации позволят получать горячекатаный прокат большей толщины с гарантированным достижением всех необходимых характеристик либо более высокий уровень свойств готового проката типичной толщины.

4.3 Обеспечение микроструктуры и свойств готового проката

В случае углеродистых низколегированных сталей чистовая прокатка выполняется выше температуры остановки рекристаллизации вследствие низкой температуры остановки рекристаллизации. Для выбора оптимальных параметров термомеханической прокатки и последующего охлаждения рулонного проката выполнено изучение при непрерывном охлаждении кинетики распада предварительно деформированного аустенита, критических точек начала и завершения полиморфных превращений после различных скоростей охлаждения стали.

Построенная термокинетическая диаграмма распада предварительно деформированного аустенита с завершением деформации при 840°C при непрерывном охлаждении из γ -области приведена на рисунке 4.16. На диаграмму для каждой скорости охлаждения нанесены значения твёрдости и объёмные доли структурных составляющих, выраженные в процентах.

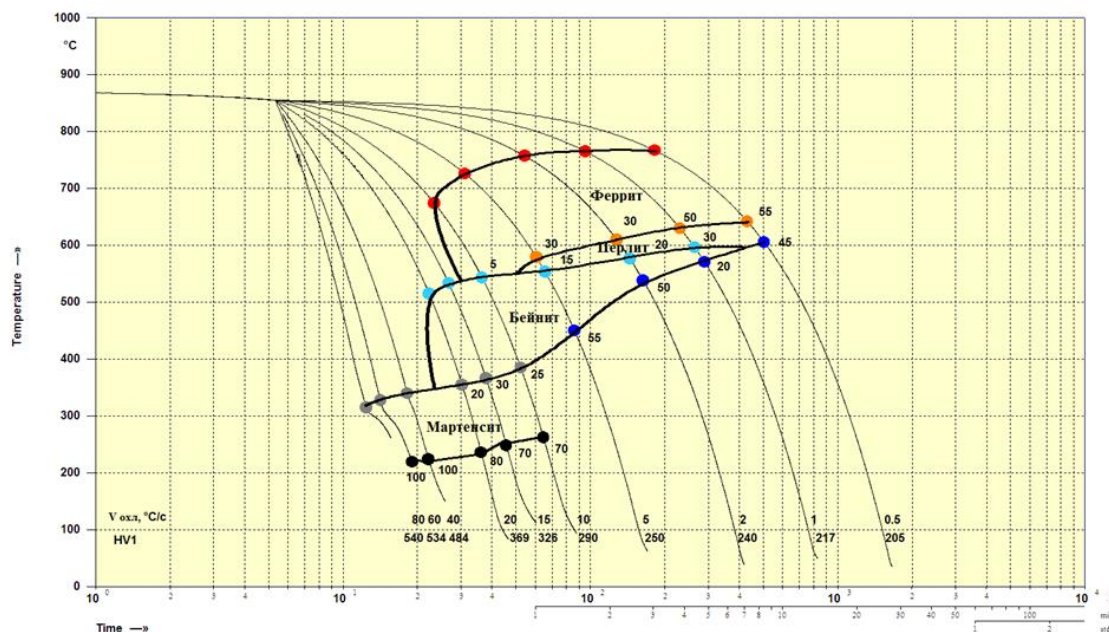


Рисунок 4.16 - Термокинетическая диаграмма распада предварительно деформированного аустенита при непрерывном охлаждении с температуры 840°C

С увеличением скорости охлаждения образцов отмечается рост значений твёрдости, что связано с повышением дисперсности структуры. Количество

структурных составляющих в образцах при разных скоростях охлаждения приведены в таблице 4.3. Значения твёрдости – в таблице 4.4.

Таблица 4.3 - Количество структурных составляющих в образцах при разных скоростях охлаждения, %

	0,5 °C/c	1 °C/c	2 °C/c	5 °C/c	10 °C/c	15 °C/c	20 °C/c	40 °C/c	60 °C/c	80 °C/c
Феррит	55	50	35	45	30	25	20	15	5	-
Перлит	45	35	35	35	20	15	10	-	-	-
Мартенсит	-	15	30	20	50	60	70	85	95	100

Таблица 4.4 – Значения твёрдости

Скорость охлаждения, °C/c	HV1						
	1	2	3	4	5	6	Ср.
0,5	205	203	194	206	209	214	205
1	216	256	202	221	202	207	217
2	237	234	259	214	246	247	240
5	227	202	218	220	265	219	225
10	339	299	260	295	287	257	290
15	336	329	325	343	267	356	326
20	344	337	340	451	384	358	369
40	454	508	491	477	479	493	484
60	532	583	546	542	535	464	534
80	492	523	565	491	510	555	525

Фотографии конечной микроструктуры образцов, охлажденных до комнатной температуры с различными скоростями после завершения деформации при температуре 840 °С, представлены на рисунке 4.17.

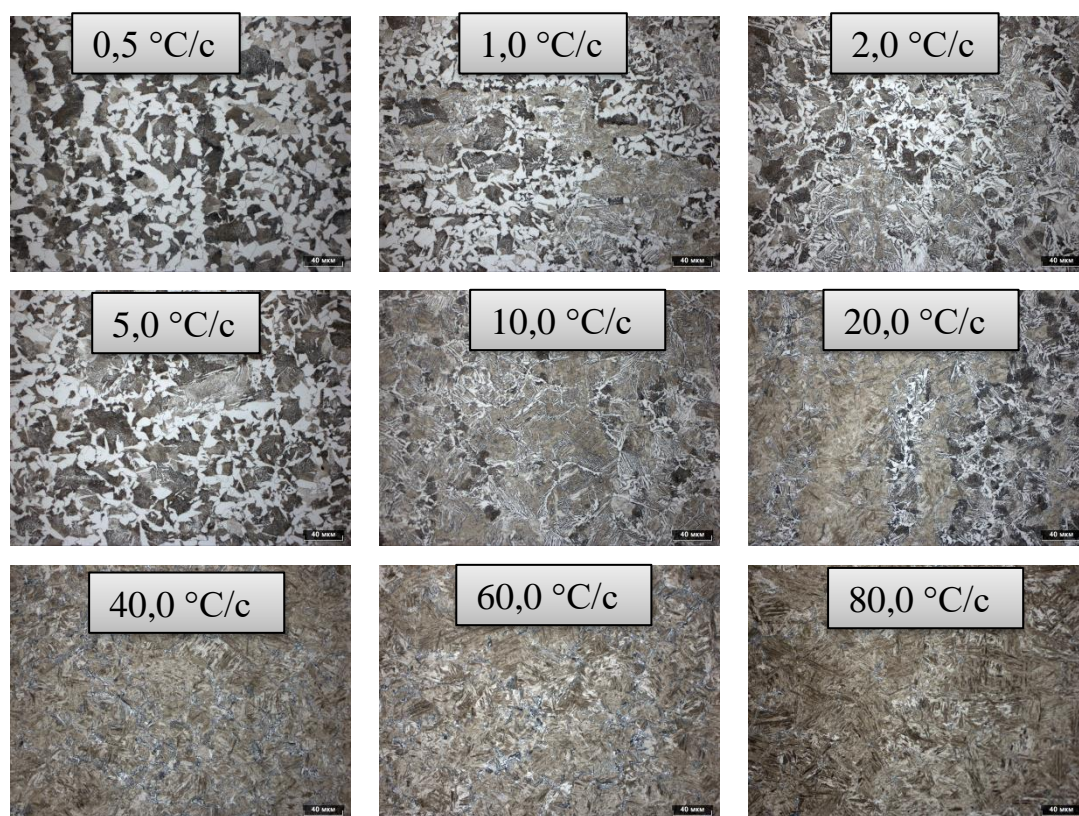


Рисунок 4.17 - Фотографии микроструктуры образцов, охлаждённых с разными скоростями после завершения деформации при 840°C

На основании построенной ТКД распада деформированного аустенита для исследуемой стали 30Г рекомендованной температурой завершения деформации при проведении контролируемой прокатки в условиях стана 1950 ЛПК является температура 840 °С. После деформации образование структуры с обеспечением комплекса свойств происходит при скорости охлаждения около 5°C/сек.

После прокатки в шести клетях кварто чистой группы в контролируемых заданных режимах фактические механические свойства готового горячекатаного проката толщиной 8мм из стали 30Г, прокатанного из разных слябов, достигаются с запасом от требуемого уровня (таблица 4.5). Стабильные свойства в прокате подтверждены результатами аттестационных испытаний 335тыс.тонн.

Таблица 4.5 - Механические свойства горячекатаного проката стали марки 30Г

R_m , Н/мм ²	$R_{t0,5}$, Н/мм ²	δ , %	KCU° , Дж/см ²
690-700	420-460	30-31	128-141
Требования нормативной документации			
Не менее 655	355-520	Не менее 23	-

В прокате стали марки 30Г получена микроструктура с участками структуры с повышенной твёрдостью (рис.4.18), обусловленной наследуемой дендритной сегрегацией, подтверждённой результатами МРСА (рисунок 4.19).

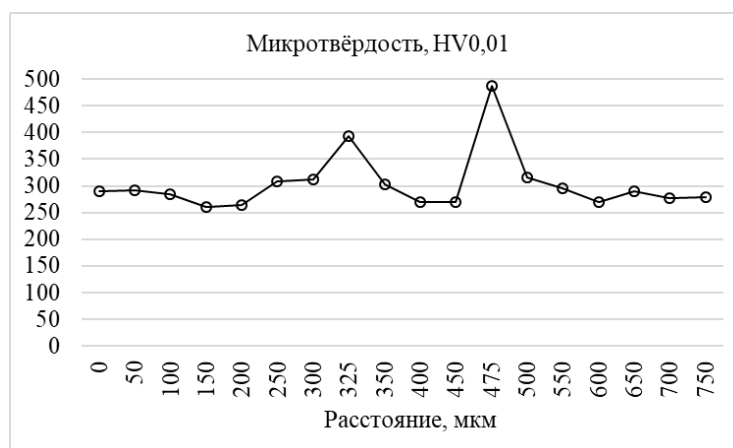
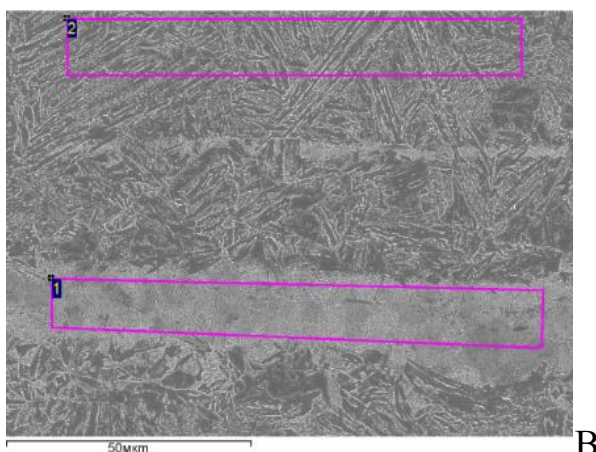


Рисунок 4.18 - Результаты измерения твёрдости по толщине проката стали марки 30Г



Спектр	Si	Mn	Fe
1	0,55	2,88	92,45
2	0,30	1,34	94,35

Рисунок 4.19 - Результаты МРСА участков структуры повышенной твёрдости и матрицы из феррито-перлитной микроструктуры

В прокате, произведённом способом прямой прокатки из сляба толщиной 105мм микроструктура состоит из кристаллов бейнитной α -фазы игольчатой формы, участков структуры повышенной твёрдости и феррита. Представленная структура сформировалась в результате быстрого охлаждения из аустенитной области. [121-124]. Условия образования бейнита также зависят от величины

аустенитного зерна. Увеличение размеров аустенитных зёрен и совершенство их строения способствует при использовании повышенных скоростей охлаждения промежуточному $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению в верхней части его температурного интервала. Промежуточное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в верхней части его температурного интервала сопровождается перераспределением углерода, приводящим к обогащению этим элементом непревращенной части аустенита. Из-за низкого содержания углерода в бейнитной α -фазе выделения в ней карбидов не происходит. Зарождение кристаллов бейнитной α -фазы может происходить и в теле, и на границах аустенитного зерна. С понижением температуры превращения тенденция к зернограничному зарождению кристаллов возрастает [124].

Испытания на ударный изгиб при различных температурах охлаждения образцов, изготовленных из исследуемого проката, демонстрируют небольшое различие в способности стали сопротивляться ударным нагрузкам. Прокат из сляба толщиной 90мм показывает значения ударной вязкости в среднем выше на 14Дж/см² (рисунок 4.20). За счёт мягкой ферритной и прочной бейнитной структуры прокат одновременно обладает высокой прочностью, пластичностью, низким соотношением условного предела текучести к пределу прочности и высоким сопротивлением разрушению [125-127].

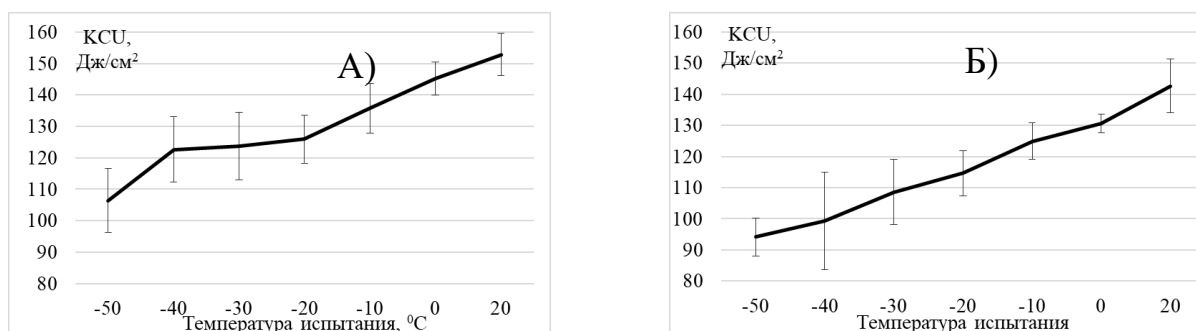


Рисунок 4.20 - Результаты испытаний на ударный изгиб образцов от проката из слябов: А) 90мм, Б) 105мм

Выводы по главе 4

1. Лабораторными исследованиями доказано, что в классической схеме нагрева под прокатку при охлаждении сляба и повторном высокотемпературном нагреве до 1150°C в ходе фазовых превращений $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\alpha \rightarrow \gamma$ происходит равномерное

измельчение зерна до среднего размера 30мкм с долей менее 5 % зёрен размером 50мкм, независимо от исходной дендритной структуры. Коэффициент разнотерности равен 1,7. В промышленных раскатах, наоборот, действительная аустенитная структура неоднородная. Установлено, что в ходе прокатки в двух клетях кварто черновой группы размер зёрен рекристаллизованного аустенита различается в областях, соответствующих осям дендритов и междендритным пространствам. В участках, занятых вытянутыми дендритными остовами присутствуют полностью рекристаллизованные аустенитные зёрна размером 110мкм, что в 3,9 раза крупнее, чем средневзвешанный размер зёрен аустенита 27,9мкм. В междендритных пространствах зёрна мелкого размера менее 10мкм.

2. Имитацией горячей прокатки установлено, что изменения в дендритной структуре в ходе обжатий характеризуют равномерность местных деформаций важных для образования однородной структуры аустенита под действием термомеханической обработки. Установлено, что для воздействия на структуру в середине слябов толщинами 90 и 105мм необходимы обжатия не менее 15 и 30% соответственно. Для уменьшения расстояния между первичными осями в два раза по всей толщине раскатов необходимо достижение деформации минимум 45 и 55% соответственно для слябов толщинами 90 и 105мм.

3. Построением термокинетических диаграмм распада деформированного аустенита определены температура завершения деформации 840°C и скорость охлаждения около 5°C/сек. После прокатки в шести клетях кварто чистовой группы фактические механические свойства готового горячекатаного проката толщиной 8мм из стали 30Г, прокатанного из разных слябов, достигаются с запасом от требуемого уровня. Стабильные свойства в прокате подтверждены результатами аттестационных испытаний 335тыс.тонн. В прокате стали марки 30Г получены участки микроструктуры с повышенной твёрдостью, обусловленные влиянием дендритной сегрегации Mn и Si на ход фазовых превращений после конца прокатки.

4. Конечные свойства горячекатаного проката в условиях ЛПК зависят от микроструктуры, формирование которой происходит на всех этапах производства. При этом микроструктура зависит от химического состава и эволюционирует на

каждом последующем технологическом этапе с учётом особенностей структуры, формирующейся в процессе затвердевания. В ходе исследования установлено, что дендритная сегрегация оказывает значительное влияние при структурообразовании в ходе прокатки.

5. Следующим этапом работы было изучение дендритной, аустенитной и конечной микроструктур в низкоуглеродистой стали микролегированной ниобием и обеспечение прочностных и вязкостных свойств в прокате.

ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА МЕТАЛЛОВЕДЧЕСКИХ ПОДХОДОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ПРОКАТА ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

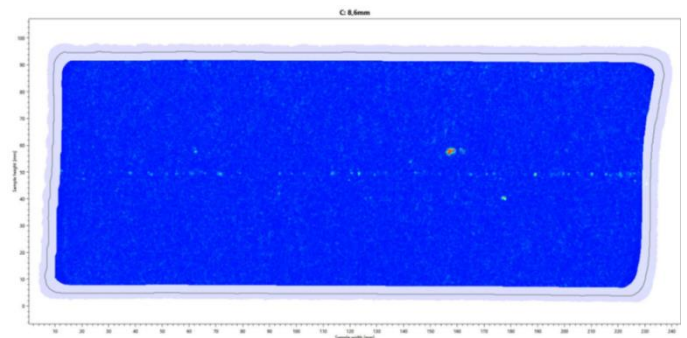
5.1 Изучение структурообразования в процессе контролируемой прокатки стали

В цикле совмещенных процессов разливки и прокатки внутреннее состояние тонкого сляба является основным показателем для получения структуры и свойств проката.

Результаты оценки макроструктуры, полученной травлением в одном поперечном сечении сляба сравнением со схематичными изображениями ГОСТ Р 58228 являются информацией о внутреннем качестве слябов всей серии плавов. Точность оценки подтверждена результатами ультразвукового контроля макроструктуры в объеме сляба. Сравнение макроструктуры после «горячего» травления и ультразвукового контроля приведены на рисунке 5.1.



А)



Б)

Рисунок 5.1 - Макроструктура поперечного направления сляба низкоуглеродистой микролегированной стали: А) Вид контрольной поверхности после химического травления, Б) Картина макроструктуры, полученная ультразвуковым контролем

Чтобы получить качественные и количественные данные в исследуемом массиве сталей для слябов с оценкой макроструктуры в 0,5 баллов измерили содержание химических элементов по толщине слябов. Измерения показали, что концентрации химических элементов в низкоуглеродистых микролегированных сталях находятся в допустимом критическом диапазоне погрешности для

параллельных измерений. Для сравнения в слябе толщиной 250мм низкоуглеродистой стали отношение наибольшего и наименьшего значения концентрации углерода составляет 2,5 раза. (таблица 5.1).

Таблица 5.1 - Диапазон содержания основных и примесных химических элементов по толщине слябов в непрерывнолитом состоянии

Толщина слябов	Содержание химических элементов по толщине слябов минимум-максимум, масс %						
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Nb
90мм	0,048-0,054	0,780-0,798	0,24-0,25	0,0050-0,0057	0,0010-0,0012	0,626-0,636	0,0239-0,0299
105мм	0,048-0,051	0,780-0,798	0,241-0,247	0,0050-0,0057	0,0010-0,0012	0,627-0,631	0,0267-0,0292
250мм	0,030-0,076	0,885-0,936	0,322-0,347	0,0044-0,0064	0,001	0,5879-0,615	0,0339-0,0437
Критический диапазон для параллельных измерений CR _{0,95}	0,014	0,05	0,04	0,0028	0,00123	0,05	0,009

Как было подчеркнуто выше при производстве слябов толщинами менее 200мм в основном критерием структуры является его микрохимическая неоднородность, сформированная в результате дендритной ликвации. Дендритные сегрегации, сформированные при затвердевании металла, могут быть факторами, оказывающими влияние на формирование структуры и свойств в ходе горячей деформации низкоуглеродистых микролегированных сталей и требуют более детального рассмотрения в исходном литом состоянии [27, 74].

С помощью программного пакета для термодинамического моделирования Thermo–Calc рассчитали квазибинарные диаграммы при затвердевании исследуемой стали. Скорости охлаждения, рассчитанные исходя из расстояний между дендритными осями и содержания углерода, использовали в программном пакете Thermo-calc для оценки микросегрегаций в дендритной ячейке. Низкоуглеродистая сталь содержанием углерода $C_0=0,05\%$ является доперитектической ($C_0 < C_H$) с выделением δ -фазы как твёрдого раствора. C_0 –

содержание углерода в плавке, C_H , C_J , C_B – содержание углерода в критических точках H, J и B диаграммы состояния Fe-C.

Псевдобинарная диаграмма для разреза 0,78Mn-0,24Si-0,029Nb приведена на рисунке 5.2. Затвердевание расплава начинается при температуре 1525°C. Первыми образующимися дендритами из жидкой стали являются кристаллы дельта-феррита. Выделение твёрдой фазы δ -феррита достигает максимальной доли $m_{\text{макс}}^{\delta}=1,0$, последняя жидкость исчезает при температуре солидуса 1498°C. Сталь к концу затвердевания полностью состоит из δ -фазы. При 1470°C происходит фазовое превращение $\delta \rightarrow \gamma$, которое заканчивается при 1440°C.

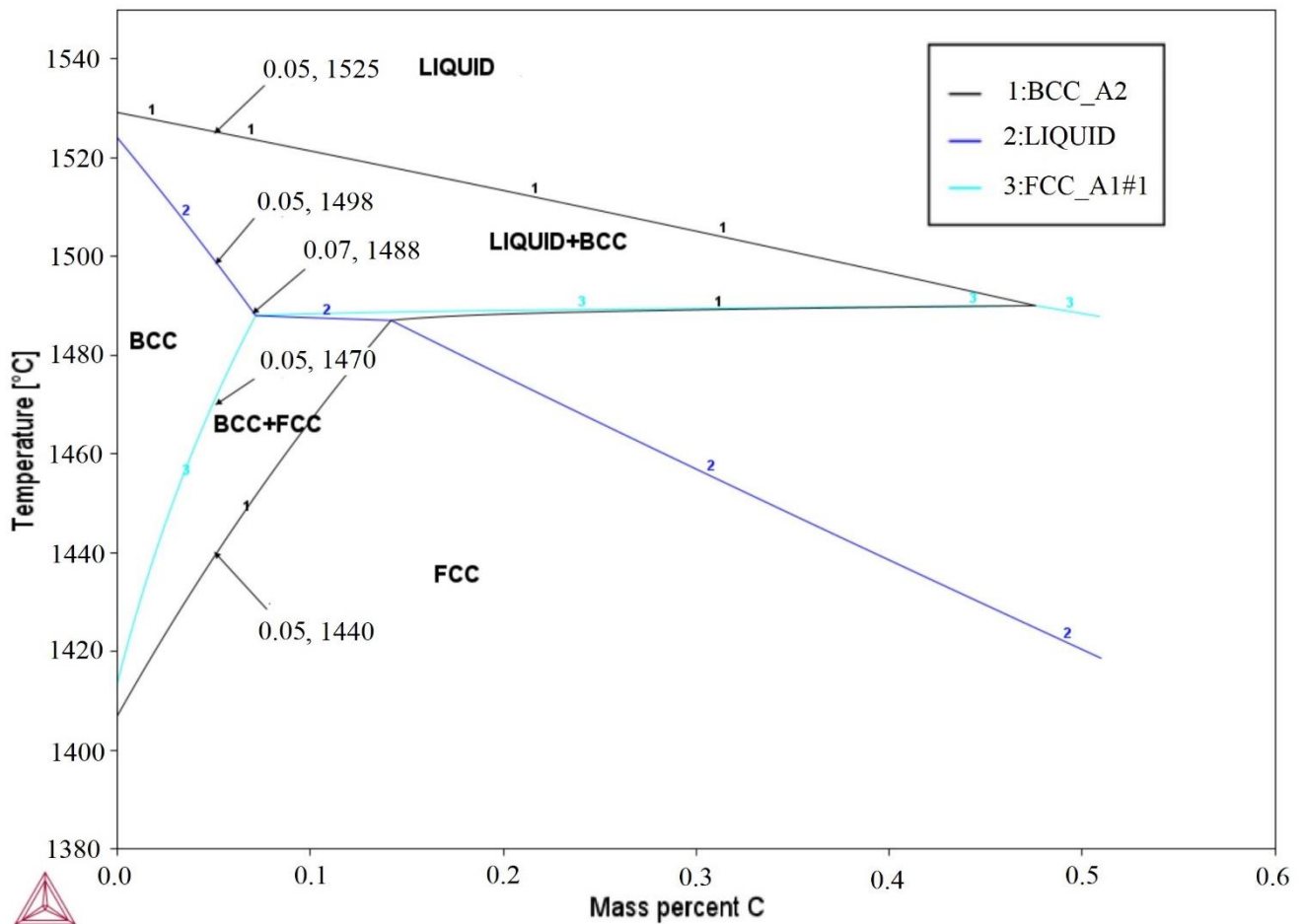


Рисунок 5.2 - Псевдобинарная диаграмма для разреза 0,78Mn-0,24Si-0,029Nb

В соответствии с формулой (1) в основных объёмах сляба толщиной 90мм скорость охлаждения $CR=1,5$ °C/сек

Расчёты в T-C градиентов химических элементов в дендритной структуре с $\lambda_2=110$ мкм и $CR=1,5$ °C/сек на разных этапах в линии непрерывной разливки

показаны на рисунке 5.3. По оси абсцисс слева направо отложено расстояние между осью дендрита и центром межсоснового промежутка.

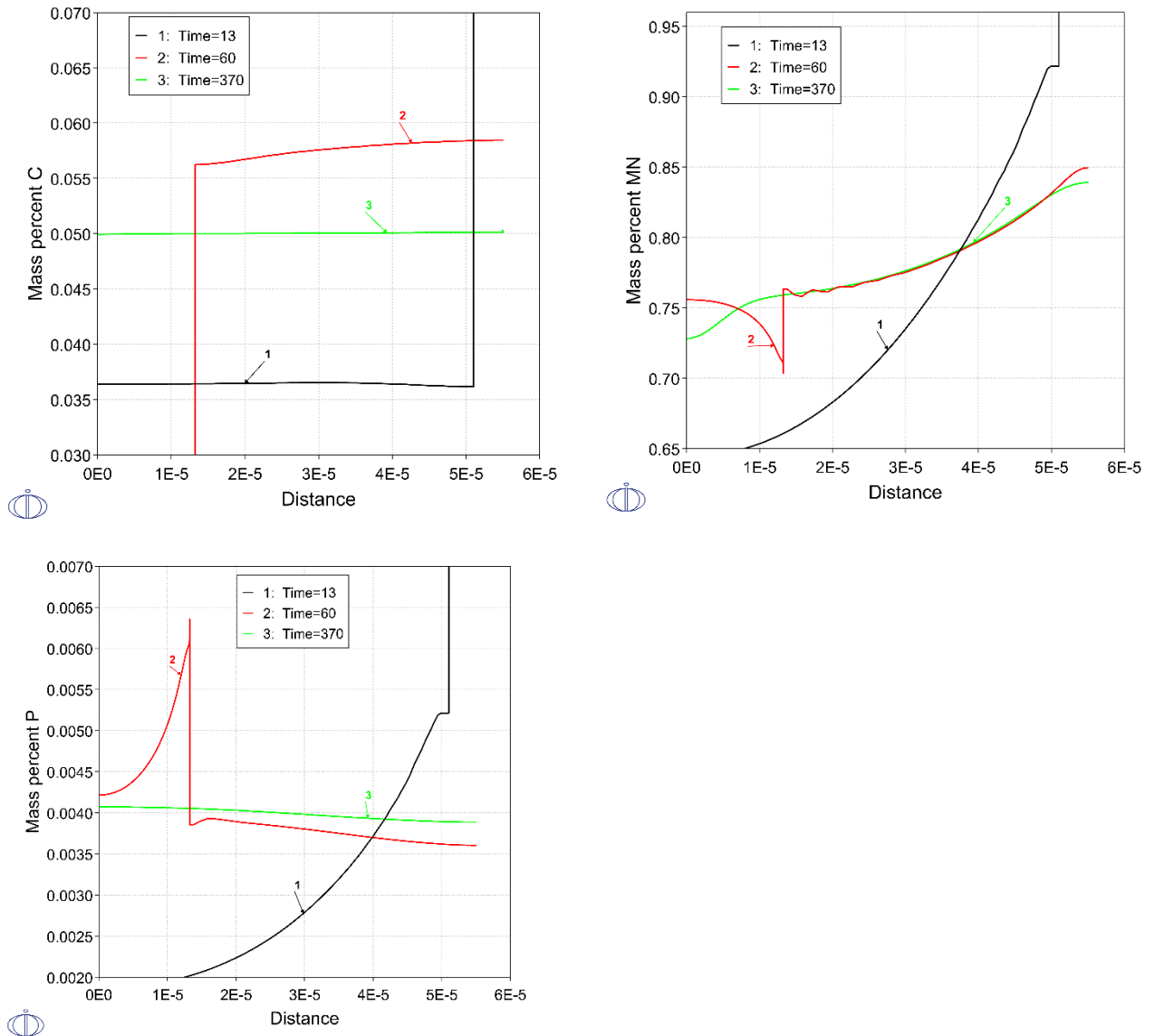


Рисунок 5.3 - Градиент концентраций C, Mn, P по сечению дендритной ячейки, $\lambda_2=110\text{мкм}$, $CR=1,5\text{ }^\circ\text{C/сек}$ (сляб 90мм)

В соответствии с формулой (1) в основных объёмах сляба толщиной 105мм скорость охлаждения $CR=1,0\text{ }^\circ\text{C/сек}$. Расчёты в T-C градиентов химических элементов в дендритной структуре с $\lambda_2=150\text{ мкм}$ и $CR=1,0\text{ }^\circ\text{C/сек}$ на разных этапах в линии непрерывной разливки показаны на рисунке 5.4. По оси абсцисс слева направо отложено расстояние между осью дендрита и центром межсоснового промежутка.

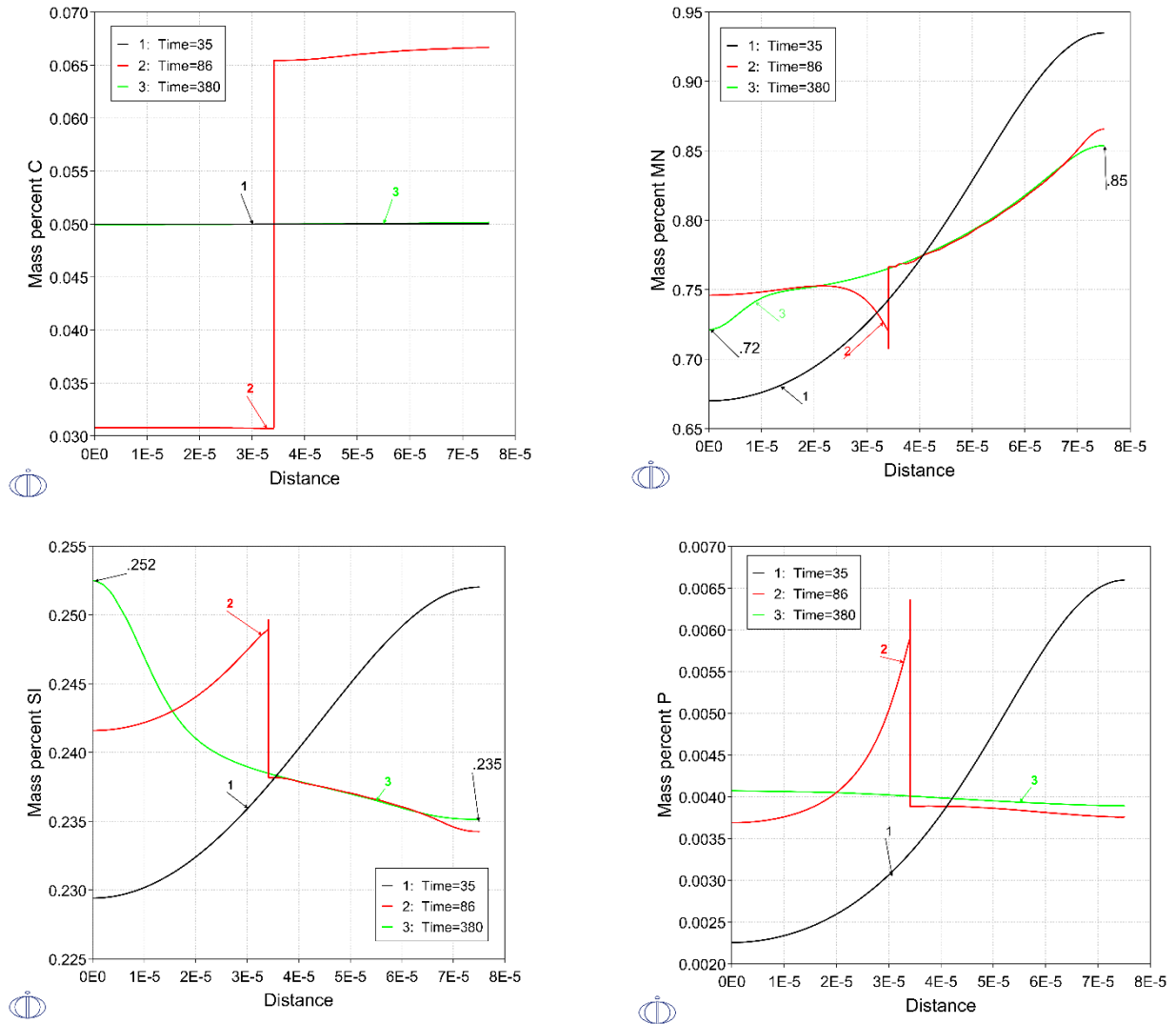


Рисунок 5.4 - Градиент концентраций C, Mn, Si, P по сечению дендритной ячейки, $\lambda_2=150\text{мкм}$, $CR=1,0\text{ }^\circ\text{C/сек}$ низкоуглеродистой микролегированной стали.

В исследуемых слябах интенсивная диффузионная подвижность углерода в δ - и γ -фазе, скорость которой зависит от дисперсности ДС, приводит к его практически равномерному распределению между осью дендрита и межосным пространством при входе слябов в туннельную печь. Элементы Si и P также преимущественно равномерно распределяются между осью дендрита и межосным пространством. Отношение концентрации марганца $C_{\text{макс}}/C_{\text{мин}} = 1,2$. Концентрация марганца снижается на оси дендрита при превращении δ -фазы в аустенит.

Микрорентгеноспектральный анализ по сечению дендритной ячейки в стали C-Mn-Si-Nb подтвердил присутствие микросегрегации. Отношение содержания Mn в межосном промежутке к содержанию на оси составляет 2,05 в слябе толщиной 90мм

и 1,6 в слябе толщиной 105мм. На рисунке 5.5 показаны карты распределения марганца по площади дендритной ячейки в слябах разных толщин.

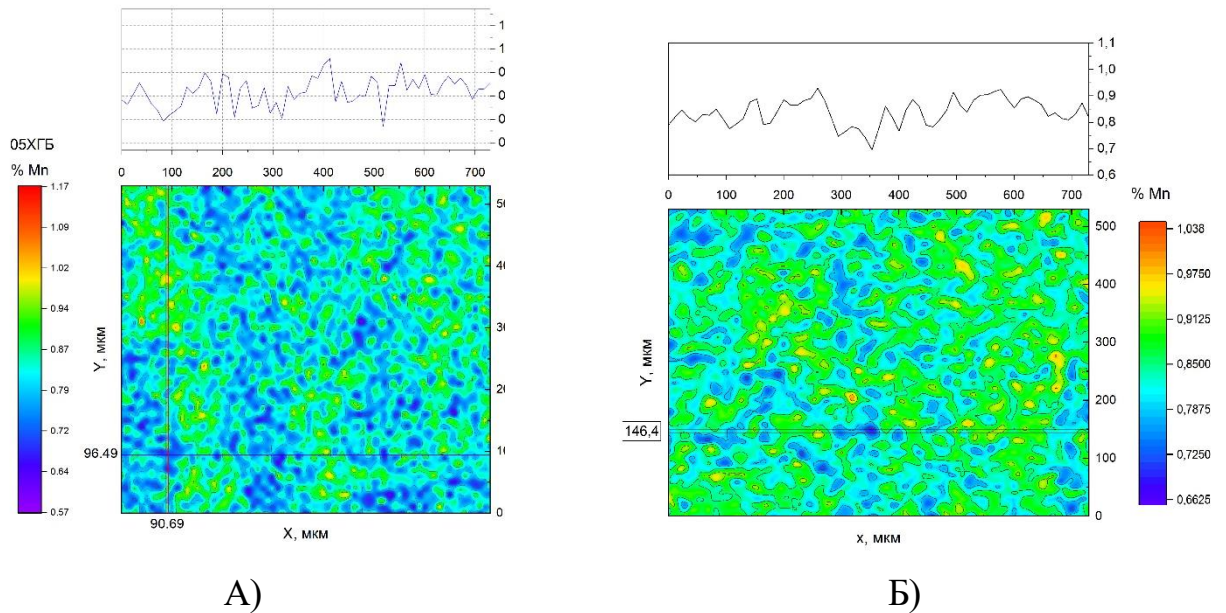


Рисунок 5.5 - Распределение марганца по сечению дендритной ячейки: А) сляба толщиной 90мм и Б) сляба толщиной 105мм

Установлено, что между различными структурными зонами по толщине слябов уровень микросегрегаций основного легирующего элемента Mn сохраняется.

Наибольших значений коэффициента сегрегации достигает градиент концентраций микролегирующего элемента ниобия. На рисунке 5.6 представлены коэффициенты дендритной сегрегации - отношение локально измеренных концентраций к среднемассовому значению концентрации элемента в плавке.

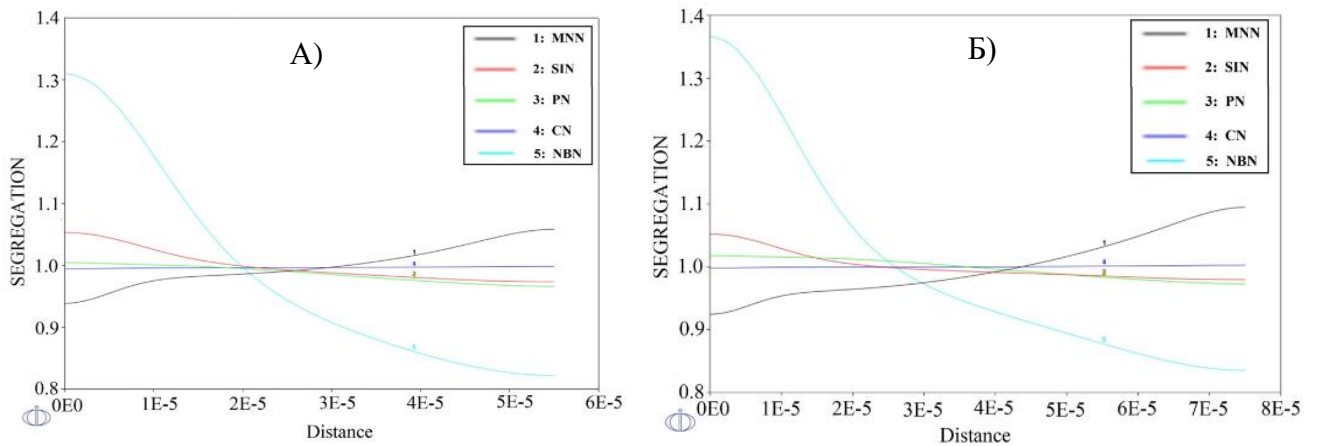


Рисунок 5.6 - Коэффициенты сегрегации по сечению дендритной ячейки в слябе толщиной 90мм (А) и 105мм (Б) низкоуглеродистой микролегированной стали

Расчёты показали, что при превращении $\delta \rightarrow \gamma$ происходит значительное изменение содержания Nb в сторону увеличения на оси дендрита. Учитывая высокую диффузионную подвижность растворённых карбидообразующих элементов в δ -феррите и согласно расчётам Т-С, концентрация Nb возрастает на оси дендрита. Конечная концентрация Nb на оси дендрита больше в 1,31 раза среднемассового содержания элемента в расплаве. Между дендритными осями концентрация Nb меньше в 1,26 раза (рисунок 5.7).

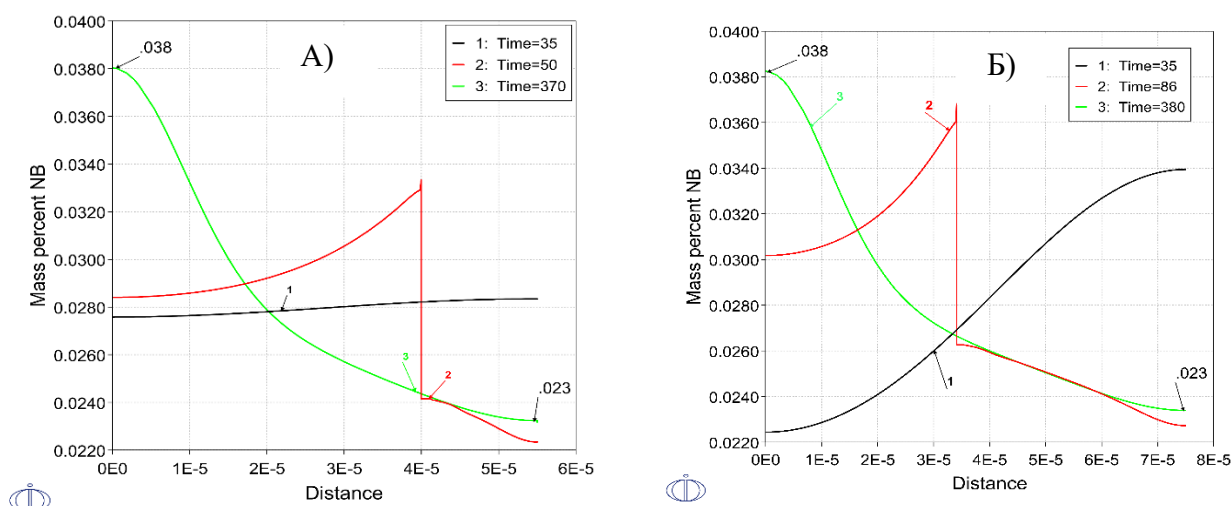


Рисунок 5.7 - Градиент концентраций Nb в дендритной структуре низкоуглеродистой микролегированной стали: А) при $CR=1,5$ °C/сек (сляб 90мм $\lambda_2=110$ мкм), Б) при $CR=1,0$ °C/сек (сляб 105мм $\lambda_2=150$ мкм)

Отношение содержания Nb по месту дендритных осей к содержанию в межосном промежутке составляет 1,7. В результате микросегрегации ниобия создаются условия для карбидной неоднородности. Расчёты объёмной доли фаз при охлаждении в зависимости от температуры показали различие в температурах начала выделения и объёмных долей выделившихся частиц Nb относительно дендритной структуры. На осях дендритов температура начала выделения карбидных частиц составляет 1140°C, между осями - 1095°C. При температуре 680°C общая объёмная доля карбидных частиц на осях дендритов составляет 0,00061, между осями в два раза меньше - 0,00036. В металле перед входом сляба толщиной 90мм в туннельную печь при температуре 950°C выделяется около 60% карбидов ниобия от общего содержания карбидов на дендритных осях и

выделяется 50% карбидов ниобия от общего содержания карбидов в межосных промежутках (рисунок 5.8).

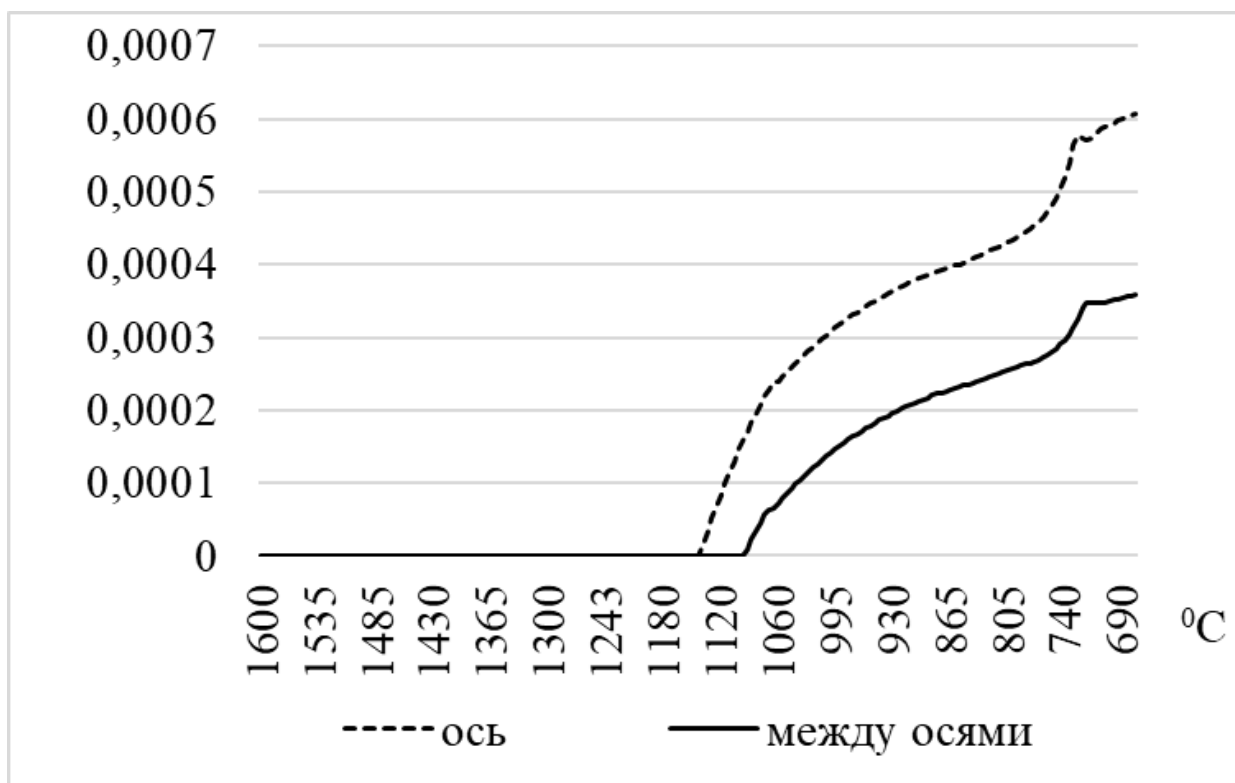


Рисунок 5.8 - Объёмная доля частиц Nb в дендритной структуре низкоуглеродистой микролегированной стали в зависимости от температуры

При повышении толщины сляба за счёт снижения скорости охлаждения в линии разливки температура выше в слябе толщиной 105мм, чем в слябе толщиной 90мм. Перед входом в туннельную печь температура повысилась с 950 до 1005°C. В металле перед входом сляба толщиной 105мм в туннельную печь при температуре 1005°C выделяется 49% карбидов ниобия на дендритных осях от общей доли карбидов на осях, в межосных промежутках выделяется 38% карбидов ниобия от общей доли карбидов в межосных промежутках. В таблице 5.2 приведена объёмная доля карбидов ниобия относительно дендритной структуры при поступлении слябов разных толщин в туннельную печь. В целом в слябе 90мм на линии разливки карбидов выделяется больше в 1,2 и 1,3 раза в осях и между осями, чем в слябе 105мм.

Таблица 5.2 - Объёмная доля карбидов Nb в дендритной структуре перед прокаткой слябов

Участок дендритной структуры	Сляб 90мм, Твх.=950°C	Сляб 105мм, Твх.=1005°C
Ось	0,000350	0,000300
Межосный промежуток	0,000183	0,000137

По оценке разных исследователей в совмещённом процессе производства перед прокаткой в туннельной печи при 1150-1170°C растворяется 15, 37, 60% выделившихся частиц [5, 11, 19-21]. Общее мнение сходится в том, что полного растворения частиц перед прокаткой не происходит.

Согласно расчётам Thermo-Calc в течение 30 минут при 1150°C в туннельной печи растворяются 40% выделившихся частиц в слябе стали марки 05ХГБ (рис.5.9). Выделенные при охлаждении сляба и не растворившиеся при томлении в туннельной печи частицы карбидов ниобия не воздействуют на измельчение структуры при термомеханической обработке. Формируясь в виде крупных карбидов ниобия в стали на линии разливки, они наследуются прокатом в виде крупных включений, не обеспечивая в полной мере торможения границ роста зёрен. Благодаря повышению температуры сляба перед входом в туннельную печь количество частиц, выделенных до прокатки, снизилось в 1,3 раза.

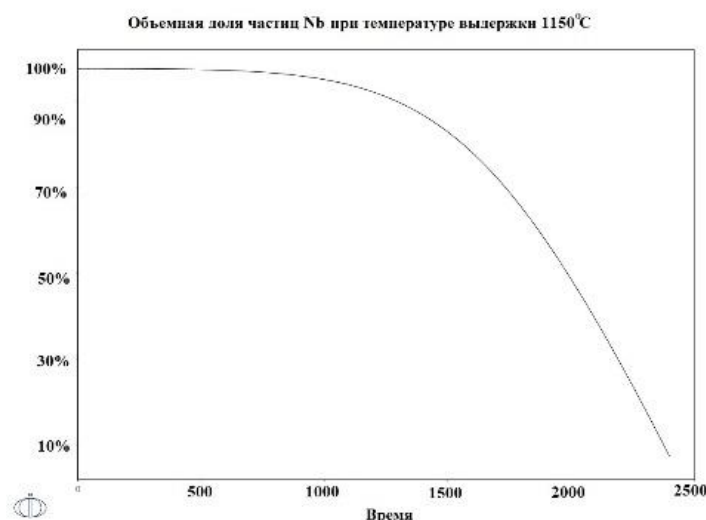


Рисунок 5.9 - Диаграмма растворимости частиц Nb в низкоуглеродистой микролегированной стали

Особенностью микроструктуры горячекатаного проката стали марки 05ХГБ является присутствие в основной мелкодисперсной матрице небольшой доли бейнитных областей с повышенным содержанием малоугловых границ, слабо препятствующих распространению трещины. Основными факторами возникновения таких участков являются присутствие крупных зёрен аустенита перед $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением либо сегрегационных областей, наследуемых от литой структуры слябов [1].

Карты границ и микроструктура в виде карт контрастов картин Кикучи, приведенные на рисунке 5.10 показали, что микроструктура горячекатаного проката состоит преимущественно из полигонального феррита, в матрице которого присутствуют протяженные бейнитные области с повышенным содержанием малоугловых границ. Бейнитные участки состоят из бейнитного феррита иррегулярной, игольчатой и зернистой морфологии [118, 121-123].

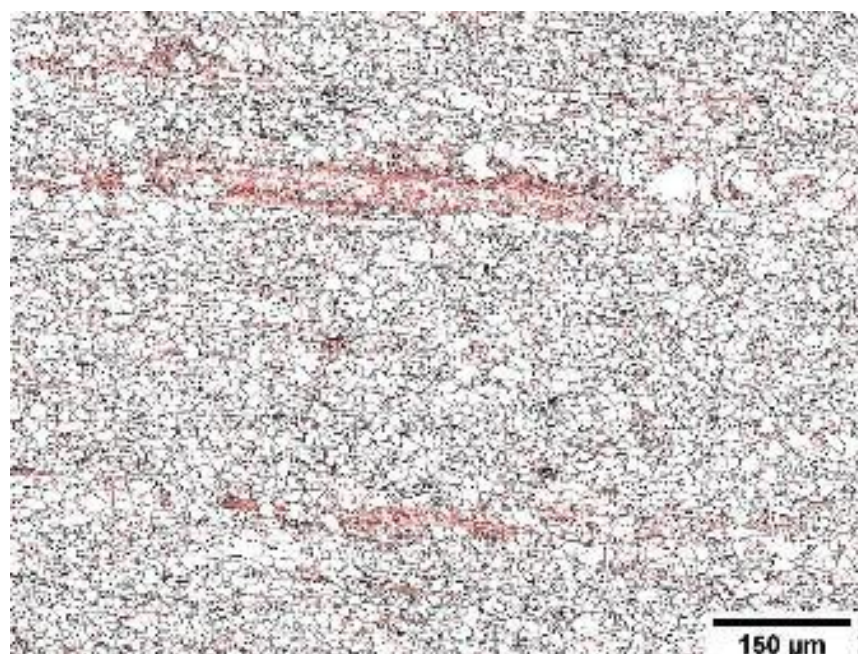


Рисунок 5.10 - Сетка большеугловых (черные) и малоугловых (красные) границ в микроструктуре горячекатаного проката стали марки 05ХГБ класса прочности К52.

Определить размер отдельных крупных зерен до деформации позволяет метод дифракции обратнорассеянных электронов. Для более наглядной демонстрации разницы размеров зерна в структуре исследуемых образцов

построены карты (рисунок 5.11), на которых каждый участок, ограниченный большеугловыми границами, окрашен в палитре от синего к красному. Синему цвету соответствуют наиболее мелкие зерна, красным цветом обозначены самые крупные участки. В микроструктуре проката на фоне мелких зерен ферритной матрицы резко выделяются бейнитные участки длиной до ~800 мкм, образованные в границах крупного вытянутого аустенитного зерна.

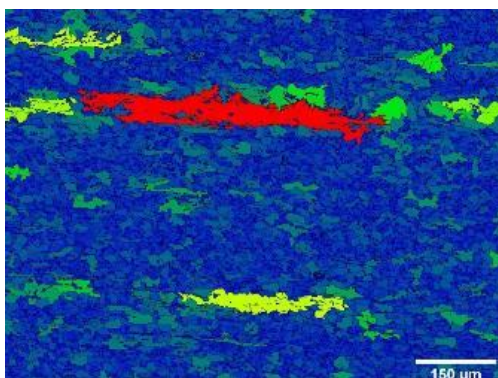


Рисунок 5.11 - Карты размеров зерна в микроструктуре проката стали марки 05ХГБ класса прочности К52

На рисунке 5.12 приведен вид изломов образцов на ударный изгиб с низким сопротивлением разрушению.

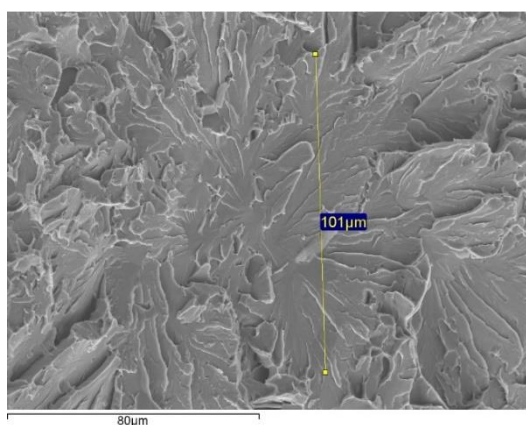


Рисунок 5.12 - Излом в районе зарождения хрупкого разрушения после испытания на ударный изгиб с низкими значениями ударной вязкости в образцах от проката стали марки 05ХГБ класса прочности К52

Фрактографический анализ показал, что основным механизмом разрушения исследуемых образцов являлся хрупкий транскристаллитный скол с участками квазискола. Все исследуемые изломы характеризуются наличием на поверхности разрушения крупных фасеток транскристаллитного скола, формирование которых

обусловлено присутствием в дисперсной феррито-бейнитной матрице протяженных удлиненных вдоль направления прокатки областей верхнего бейнита, выявленных при металлографическом анализе, что оказывало негативное влияние на сопротивление металла хрупкому разрушению. Протяженные области верхнего бейнита образовались из грубых аустенитных зерен, которые приобретали удлиненную форму в направлении прокатки. Напротив, дисперсные бейнито-ферритные зоны, образовывались во время последеформационного охлаждения из мелкого деформированного аустенитного зерна, измельчение которого обусловлено протеканием рекристаллизации горячедеформированного аустенита при высоких температурах и последующего его наклепа во время завершающей стадии контролируемой прокатки.

Для оценки степени структурной и химической однородности исследуемого проката выполнили измерение микротвёрдости по толщине. Микротвёрдость измерялась при нагрузке 1 кгс с шагом 500 мкм. Твёрдость изменяется в диапазоне от 191 до 162HV₁, отношение максимального и минимального значений твёрдости составляет 1,2. По участкам, отмеченным микротвердомером, исследовалось содержание марганца, кремния и хрома с помощью микрорентгеноспектрального анализа. На графиках рисунка 5.13 видно, что изменения значений твёрдости и содержания химических элементов по толщине не являются взаимосвязанными. Значительных химических сегрегаций по толщине проката не обнаружено. Твёрдость металла по месту бейнитных областей достигает более высоких значений, составляет 197HV_{0,5}. Существенного колебания содержания легирующих элементов в участках с разной твёрдостью не обнаружено, что связано с недостаточной чувствительностью метода. Удалось обнаружить некоторое снижение содержания марганца и кремния в участках с повышенными значениями твёрдости. Выполнено изучение распределения легирующих элементов Mn и Si по месту бейнита и «соседних» структурных участков. Для визуального представления полученных данных результаты содержания марганца были обработаны в программе Origin Lab.

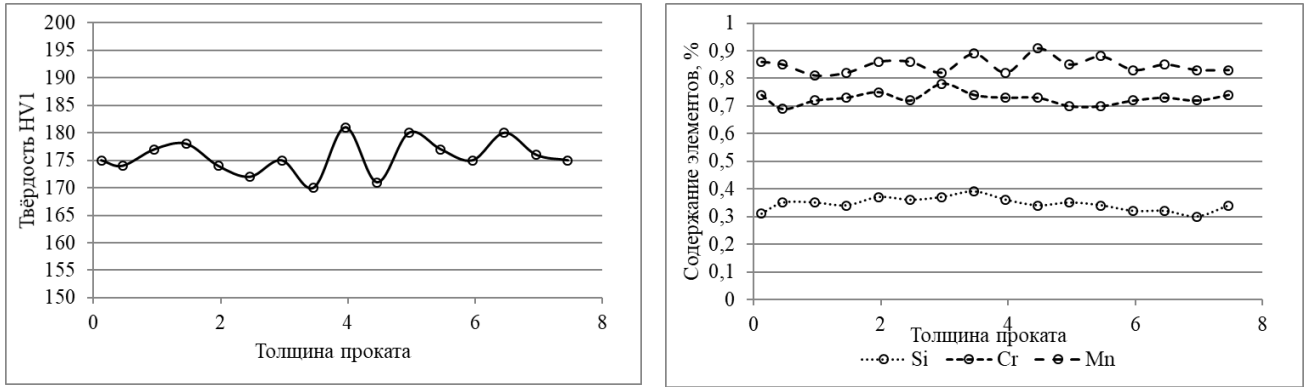


Рисунок 5.13 -. Результаты измерения твёрдости и содержания химических элементов по толщине проката стали марки 05XГБ класса прочности K52

Бейнитные области с повышенным содержанием малоугловых границ «обеднены» марганцем и кремнием по сравнению с матрицей из дисперсной ферритной структуры (рисунок 5.14).

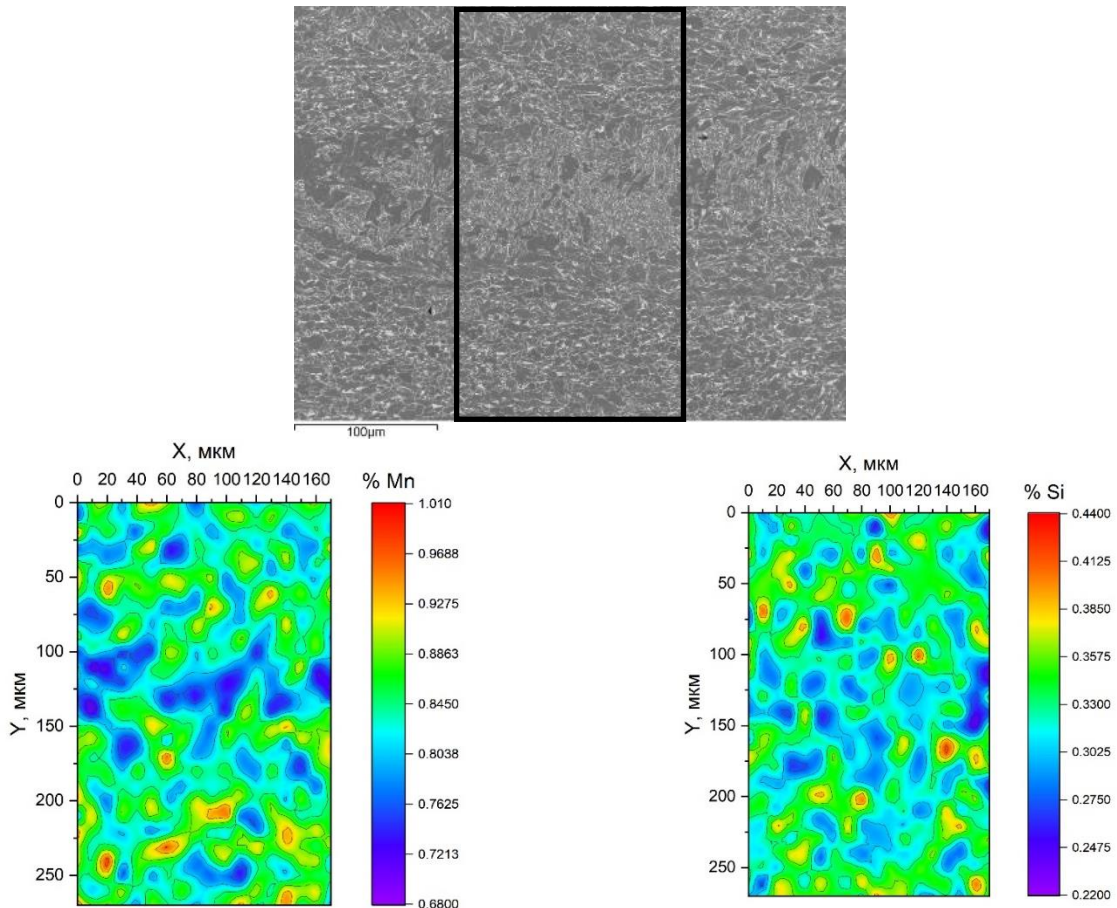
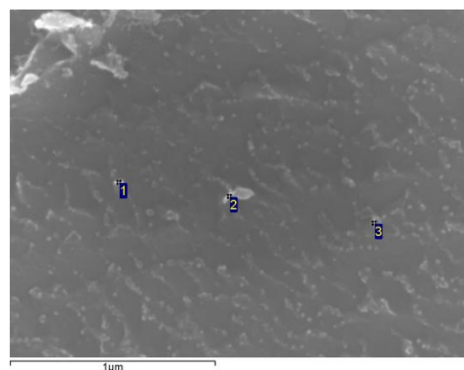


Рисунок 5.14 - Распределение Mn и Si по месту крупных областей бейнита и матричной дисперсной ферритной структуры в прокате стали марки 05XГБ класса прочности K52

Сегрегация химических элементов, наблюдаемая в прокате по месту разных структур, является тождественной дендритной сегрегации. Наследуемое со сляба в прокате различие в содержании химических элементов между вытянутыми остовами дендритов и междендритных пространств может повлиять на процессы рекристаллизации аустенитных зёрен в ходе высокотемпературной черновой прокатки. По месту химически «чистых» участков барьерное действие для предотвращения роста рекристаллизованных зёрен аустенита является ослабленным по сравнению с химически обогащёнными пространствами.

МРСА показал присутствие крупных частиц карбидов ниобия размером до 200нм по месту бейнитных областей с повышенным содержанием малоугловых границ (рисунок 5.15) в микроструктуре горячекатаного проката. Существенное обеднение твёрдого раствора ниобием в результате высокотемпературного выделения карбидов снижает эффективность для измельчения зерна при деформации. Не в полной мере происходит выделение дисперсных частиц по границам зёрен при прокатке, которые должны сдерживать рост зёрен и рекристаллизацию зёрен при чистовой прокатке.



Spectrum	C	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
1	4.89	0.34	0.70	0.72	89.31	4.02
2	6.60	0.34	0.78	0.94	88.39	2.95
3	5.67	0.33	0.80	0.88	90.42	1.89

Рисунок 5.15. Результаты микрорентгеноспектрального анализа крупных частиц ниобия по месту бейнитных областей с высоким содержанием МУГ в прокате стали марки 05ХГБ класса прочности K52.

Формируясь в виде крупных карбидов ниобия при затвердевании и охлаждении НЛЗ, они наследуются прокатом в виде крупных включений, не обеспечивая в полной мере торможения границ зёрен, что привело к получению крупных зёрен аустенита по месту вытянутых дендритных остовов и негативным изменениям вязкостных свойств проката. Крупные зерна не измельчаются в процессе чистовой прокатки, изменяется только их форма, а при ускоренном охлаждении после чистовой прокатки в крупном вытянутом зерне формируется структура речного бейнита.

5.2 Производство горячекатаного проката класса прочности K52 из сляба увеличенной толщины

На ЛПК реализована технология контролируемой прокатки. Для реализации ресурсов стали, подвергаемой контролируемой прокатке, черновую (предварительную) стадию деформации следует заканчивать при температуре выше полной рекристаллизации аустенита. Температура начала чистовой прокатки ниже температуры начала рекристаллизации, температура конца прокатки выше критической точки A_3 [117].

С учётом концепции повышения температуры входа сляба в туннельную печь для устранения значительного выделения частиц ниобия и суммарных обжатий более 55% в черновой группе клетей далее чистовая прокатка сталей микролегированных ниобием выполнялась в аустенитной области ниже температуры остановки рекристаллизации. При прокатке формируется аустенит с развитой субструктурой, увеличивающей количество зарождения мест феррита при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении, происходит измельчение конечной структуры. Формирование конечной микроструктуры происходит на стадии последеформационного охлаждения при полиморфном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. При ускоренном охлаждении происходит переохлаждение аустенита.

Для выбора оптимальных параметров термомеханической прокатки и последующего охлаждения рулонного проката выполнено изучение при непрерывном охлаждении кинетики распада предварительно деформированного аустенита, критических точек начала и завершения полиморфных превращений после различных

скоростей охлаждения низкоуглеродистой микролегированной стали. Деформационный режим при испытаниях на dilatометре составлен таким образом, чтобы симитировать черновую прокатку, обеспечив полное протекание рекристаллизации при деформации. После имитации прохождения подогреваемого рольганга в течение двух минут, были смоделированы 4 прохода в чистой стадии в интервале температур 960-880°C. Перед началом охлаждения с различными скоростями от 0,5 до 80 °C/c образцы после последней деформации охлаждали со скоростью 4°C/c в течение 5 с до температуры 860°C. Таким образом были смоделированы условия движения проката до установки ламинарного охлаждения (рисунок 5.16).

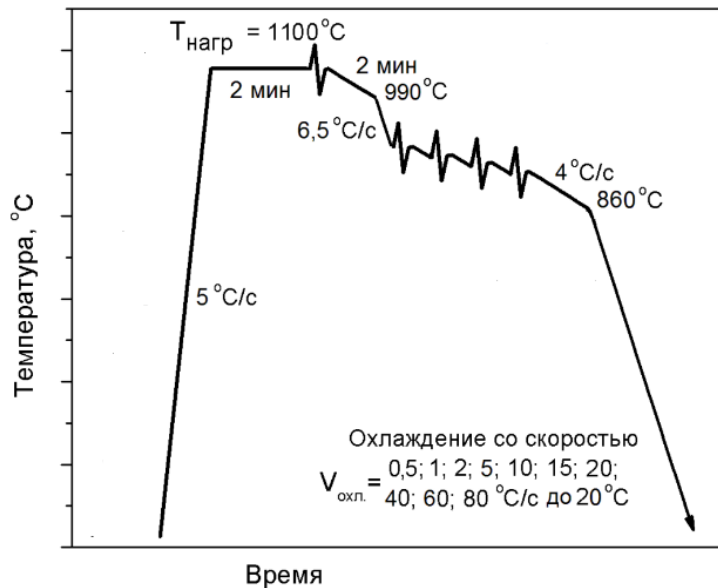


Рисунок 5.16 Схема моделирования температурно-деформационного режима прокатки dilatометрических образцов

Построенная термокинетическая диаграмма распада предварительно деформированного аустенита с завершением деформации при 880°C при непрерывном охлаждении из γ -области приведена на рисунке 5.17. На диаграмму для каждой скорости охлаждения нанесены значения твёрдости и объёмные доли структурных составляющих, выраженные в процентах.

Анализ термокинетической диаграммы показывает, что температуры начала и завершения образования феррита, перлита и бейнита заметно уменьшаются при увеличении скорости охлаждения. С увеличением скорости охлаждения образцов

отмечается рост значений твёрдости, что связано с повышением дисперсности структуры и увеличением объёмной доли бейнита (рисунок 5.18).

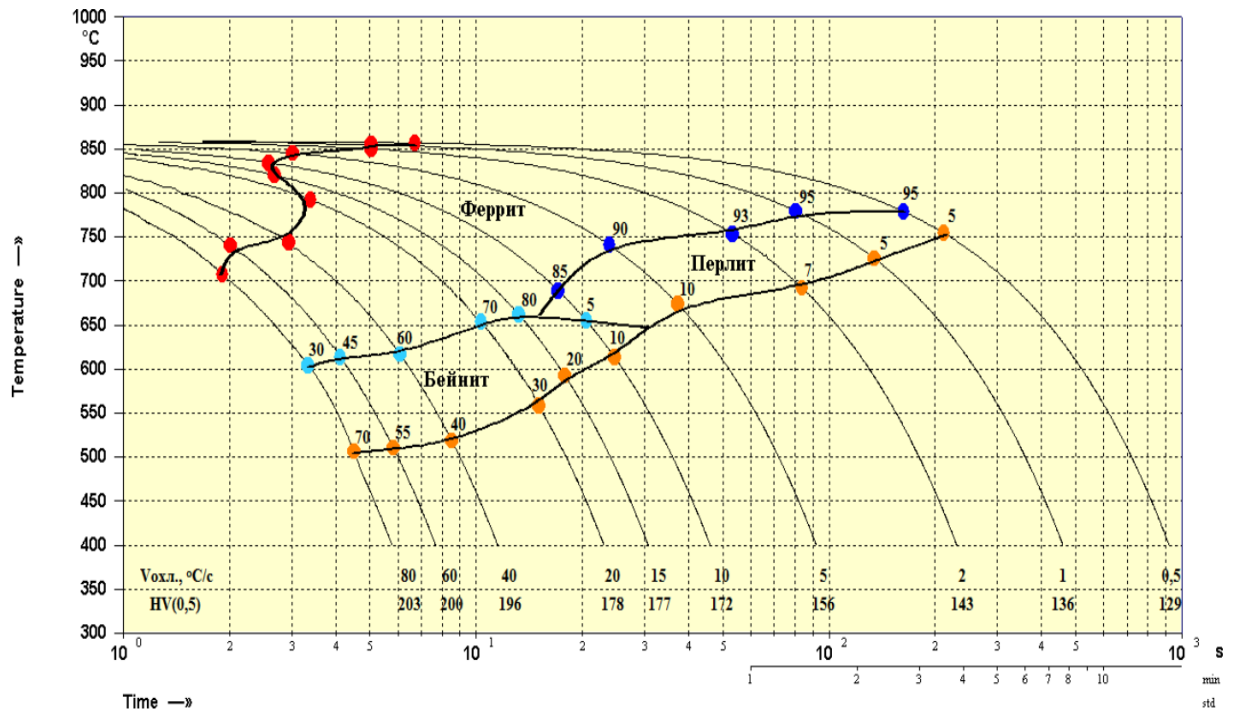


Рисунок 5.17 - Термокинетическая диаграмма распада предварительно деформированного аустенита при непрерывном охлаждении с температуры 860°C

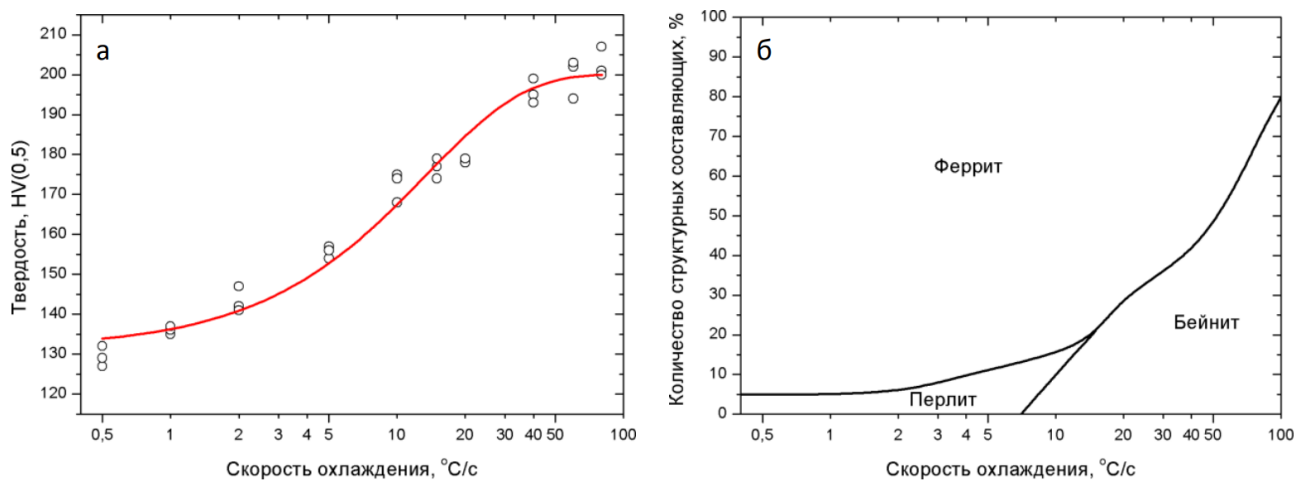


Рисунок 5.18 - Значения твёрдости (а) и количество структурных составляющих (б) в образцах, охлаждённых с разными скоростями

В таблице 5.3 приведены значения критических точек начала ферритного (Ar3), перлитного (Ar1) и бейнитного (Ar1b) превращений для различных скоростей охлаждения образцов низкоуглеродистой микролегированной стали.

Таблица 5.3 - Влияние скорости охлаждения на критические точки

Критическая точка, °С	V охл, °С/с									
	0,5	1	2	5	10	15	20	40	60	80
A _{г3}	857	855	850	845	834	820	792	743	740	708
A _{г1}	779	779	753	741	689	-	-	-	-	-
A _{г1b}	-	-	--		654	660	654	616	613	604

Фотографии конечной микроструктуры образцов, охлажденных до комнатной температуры с различными скоростями после завершения деформации при температуре 880 °С, представлены на рисунке 5.19.

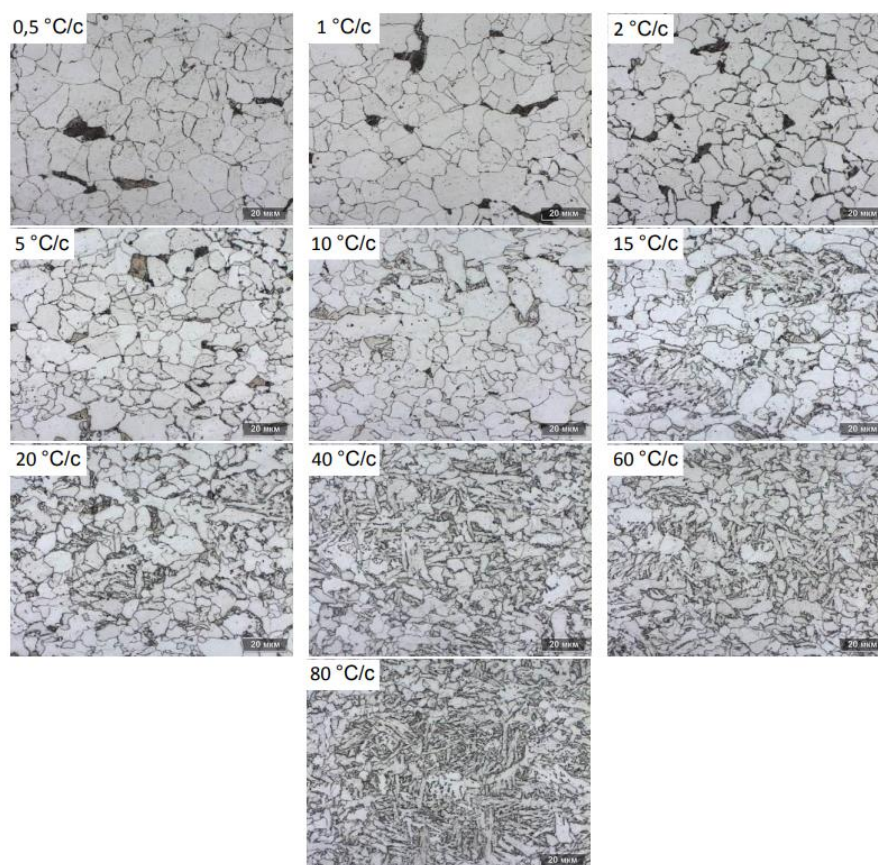


Рисунок 5.19 - Фотографии микроструктуры образцов, охлаждённых с разными скоростями после завершения деформации при 880°С

На основании построенной ТКД распада деформированного аустенита для исследуемой стали рекомендованной температурой завершения деформации при проведении контролируемой прокатки в условиях стана 1950 ЛПК является температура 880 °С. Известно, что получение высокой хладостойкости, прочности и

одновременной стойкости к водородному растрескиванию в низкоуглеродистой стали микролегированной ниобием возможно за счёт сочетания структур бейнита и феррита [71]. После деформации полное подавление перлитного превращения происходит при повышении скорости охлаждения до 15°С/сек.

Микроструктура микролегированной ниобием стали состоит в основном из феррита полигональной и квазиполигональной формы для обеспечения высокого уровня вязкости, пластичности и хладостойкости.

Свойства готового горячекатаного проката соответствуют нормативным пределам (таблица 5.4).

Таблица 5.4 - Результаты испытаний механических свойств

σ_B , Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	δ , %	KCU ⁻⁶⁰	KCV ⁻²⁰
560/570	465/475	30/29	269	287
Требования, не менее				
510-610	380	23	90	80

Испытание на статическое растяжение массива поперечных образцов от проката из сляба 105мм зафиксировало стабильные в диапазоне годных значений результаты пределов прочности и текучести и относительного удлинения (рис.5.20).

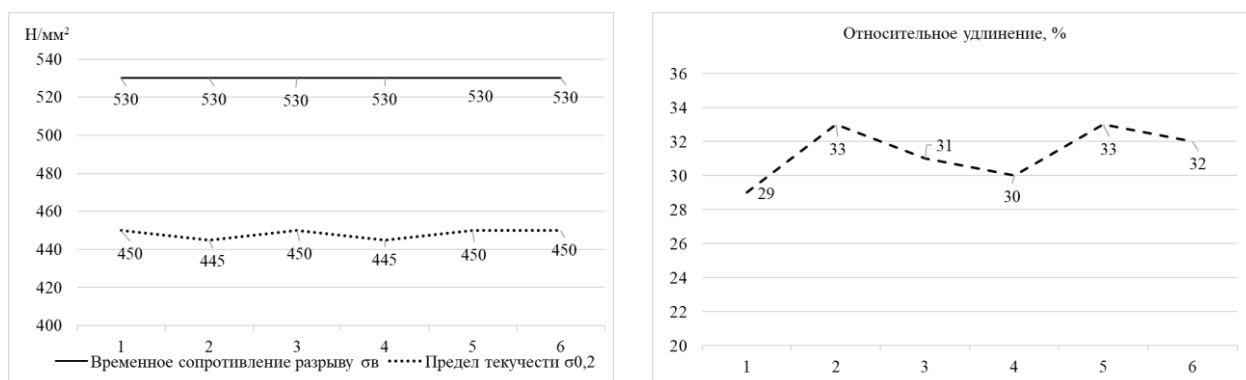


Рисунок 5.20 - Результаты испытаний на растяжение горячекатаного проката стали марки 05ХГБ класса прочности К52

Исследование ударной вязкости на острых образцах Шарпи (KCV) и хладостойкости (доли вязкой составляющей V_{KCV}) проводилось в интервале температур от -20 до -80°С. При температурах -20, -30, -40, -50, -60 и -70°С было испытано по 15 поперечных и 15 продольных образцов на каждую температуру,

при температуре -80°C по 10 поперечных и 10 продольных образцов. Как видно из рис. 5.21, ударная вязкость проката находится на стабильном и достаточно высоком уровне (рисунок 5.21). Показатели ударной вязкости более 250 Дж/см^2 стабильно фиксируются до температуры -60°C . Доля вязкой составляющей проката обеих плавок при испытании продольных образцов также находится на стабильном и предельно высоком уровне 100% (рисунок 5.22).

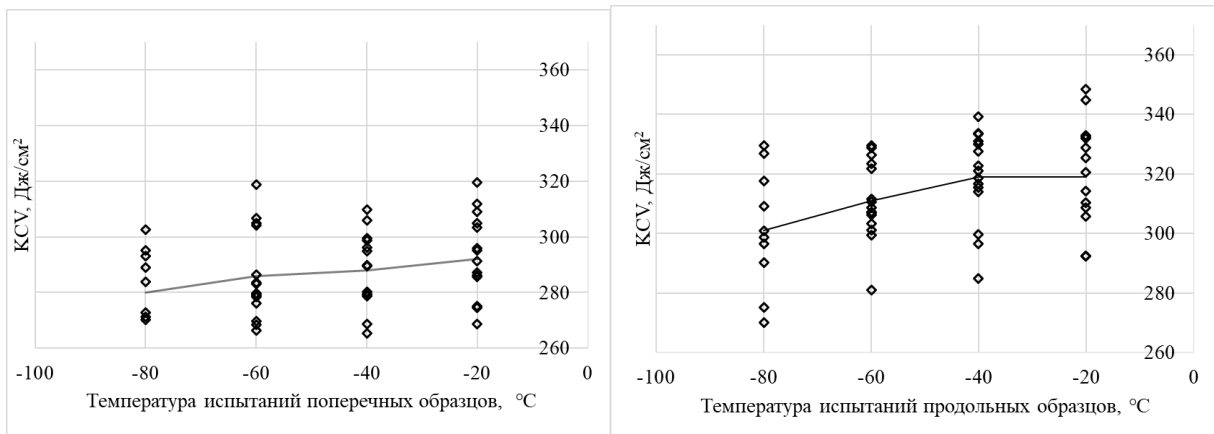


Рисунок 5.21 - Кривые хрупковязкого перехода при испытании на ударный изгиб образцов из проката стали марки 05ХГБ класса прочности К52 от температуры испытаний образцов Шарпи в поперечном и продольном направлениях

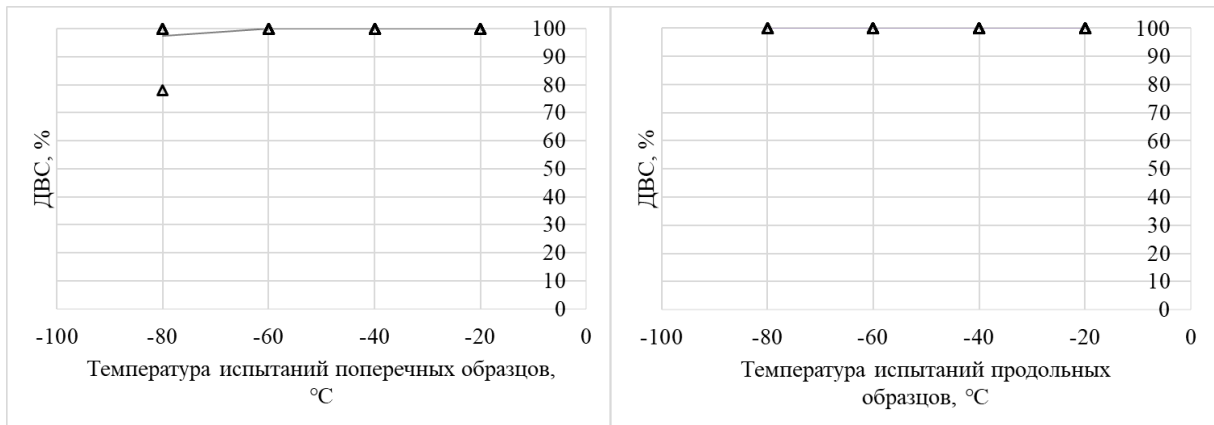


Рисунок 5.22 - Зависимость доли вязкой составляющей ($V_{\text{КСV}}$) проката стали марки 05ХГБ класса прочности К52 от температуры испытаний образцов Шарпи в поперечном и продольном направлениях

При испытании поперечных образцов хладостойкость демонстрирует стабильные значения до температуры -60°C . В случае наличия дополнительного

требования заказчика по КСV и ДВС проката толщиной 8мм при -60°C возможно обеспечить значение данных показателей.

Для оценки стойкости проката в сероводородсодержащих средах выполнено испытание на согласно NACE TM0284 в растворе А. В прокате трещин водородного происхождения не зафиксировано.

Таким образом, с применением разработанных в рамках диссертационной работы металлургических решений с учётом особенностей процесса Литейно-прокатного комплекса на АО «Выксунский металлургический завод» обеспечен заданный комплекс механических свойств проката стали марки 05ХГБ класса прочности К52 из сляба повышенной толщины. За счет увеличения объёма стали обеспечено повышение производительности в среднем на 4,0 %. За 2022 год произведено свыше 80тыс. тонн проката стали марки 05ХГБ класса прочности К52 из слябов увеличенной толщины. Экономический эффект за счёт увеличения объёма стали составил около 75 млн. руб.

Выводы по главе 5

1. Доказано, что дендритная сегрегация оказывает влияние на структурообразование в ходе прокатки низкоуглеродистых микролегированных сталей. Одним из факторов образования в ходе прокатки структурных областей с повышенным содержанием малоугловых границ является неоднородное распределение Mn и Nb.

2. Математическим моделированием установлено, что при превращении $\delta \rightarrow \gamma$ в низкоуглеродистой микролегированной стали концентрация ниобия увеличивается на оси дендрита в 1,31 раза по сравнению с содержанием элемента в расплаве. Градиент концентрации ниобия в дендритной структуре обуславливает карбидную неоднородность, подтверждённую расчётом выделений соединений Nb при охлаждении сляба. Доля фаз, выделенных на осях, больше в два раза по сравнению с межосным промежутком.

3. Снизить долю карбидов, сформированных в слябе в линии МНРС, и соответственно повысить их долю при прокатке для прочности и вязкости, возможно за счёт повышения температуры НЛЗ перед входом в туннельную печь.

При увеличении толщины сляба за счёт снижения скорости охлаждения в линии разливки температура основных объёмов перед входом в туннельную печь повысилась с 950 до 1005°С. Благодаря повышению температуры объёмная доля выделившихся карбонитридов снизилась в 1,2 на осях дендритов и в 1,3 раза - между осями.

4. Для слябов толщиной 105мм создана концепция снижения доли выделившихся до прокатки частиц Nb в линии МНРС и равномерного воздействия на дендритную структуру, относительно которой формируется рекристаллизованное аустенитное зерно при черновой прокатке. На основании построенных термокинетических диаграмм рекомендованной температурой завершения деформации при проведении контролируемой прокатки в условиях стана 1950 ЛПК является температура 880°С. После деформации полное подавление перлитного превращения происходит при повышении скорости охлаждения до 15°С/сек. В готовом прокате формируется микроструктура из феррита полигональной и квазиполигональной формы. В готовом прокате показатели ударной вязкости более 250 Дж/см² стабильно фиксируются до температуры -60°С. В случае наличия дополнительного требования заказчика по KCV и ДВС в прокате толщинами 7-8мм при -60°С возможно обеспечить значение данных показателей.

5. Разработка и внедрение новой технологии непрерывной разливки и прокатки сляба при изменении толщины с 90 до 105мм стали марки 05ХГБ обеспечили повышение производительности в среднем на 4,0 % за счет увеличения объёма стали. Экономический эффект составил около 75 млн. руб.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Информационно-аналитический обзор показал, что в непрерывнолитых слябах первичная микроструктура не претерпевает фазовых превращений перед прямой прокаткой. При изучении структурообразования следует рассматривать влияние не только термо-деформационных параметров и зональной химической неоднородности, но и дендритные сегрегации химических элементов. Для обеспечения стабильных механических свойств проката вопросы структурообразования в зависимости от исходных дендритных сегрегаций недостаточно изучены.

2. Показано, что:

-в слябе толщиной 90мм фактические расстояния между дендритными осями второго порядка λ_2 изменяются от поверхности к середине толщины от 22 до 180мкм,

-в слябе толщиной 105мм в основных объёмах сляба λ_2 увеличивается в среднем на 40мкм,

-при увеличении толщины сляба от 90 до 105 мм скорость охлаждения стали в линии разливки снижается на 0,5°C/сек,

-дендритные сегрегации элементов представлены градиентами концентраций Mn, Si и Nb,

-ограничить процесс выделения частиц микролегирующего элемента Nb в слябе до прокатки возможно за счёт снижения скорости охлаждения на 0,5°C/сек и увеличения температуры заготовки с 950 до 1005°C,

-при увеличении толщины сляба на осях дендритов объёмная доля карбонитридов снизилась с 0,000350 до 0,000300, в межосном промежутке снизилась с 0,000183 по 0,000137. При этом доля карбонитридов, необходимых для измельчения структуры при термомеханической обработке повысилась в 1,3 раза.

3. Экспериментально установлено, что при обжати слябов относительные изменения расстояний между дендритными осями первого порядка показывают степень местных деформаций. Определено, что для равномерного уменьшения расстояния между первичными дендритами по всей толщине раскатов

и формирования однородного рекристаллизованного аустенитного зерна необходимы обжатия минимум 45 и 55% для слябов толщинами 90 и 105мм соответственно.

4. Дендритные сегрегации Mn и Nb являются одними из центров образования структурной неоднородности после прокатки стали марки 05ХГБ. Градиент концентрации Mn и локальное выделение соединений Nb до прокатки способствует неоднородности размеров аустенитных зёрен в ходе термодеформационной обработки.

5. В работе формирование однородного рекристаллизованного аустенитного зерна обеспечено равномерным уменьшением расстояний между дендритами при черновой прокатке. Снижение доли ранее выделившихся карбонитридов в 1,3 раза обусловило измельчение зерна аустенита в ходе прокатки благодаря присутствию Nb в твёрдом растворе. На основании построенных термокинетических диаграмм определены температура завершения деформации 880°C при проведении контролируемой прокатки в условиях стана 1950 ЛПК и скорость охлаждения 15°C/сек. В готовом прокате показатели ударной вязкости более 250 Дж/см² стабильно фиксируются до температуры -60°C.

6. Разработка и внедрение новой технологии непрерывной разливки сляба толщиной 105мм и прокатки стали марки 05ХГБ класса прочности К52 обеспечили повышение производительности в среднем на 4,0 % за счет увеличения объёма стали. За 2022 год произведено свыше 80тыс. тонн проката стали марки 05ХГБ класса прочности К52 из слябов толщиной 105мм. Экономический эффект за счёт увеличения объёма стали составил около 75 млн. руб.

7. Результаты представленной диссертационной работы могут быть использованы для совершенствования технологии производства горячекатаного проката применительно к условиям ЛПК других промышленных предприятий.

8. Перспективы развития темы диссертации связаны с разработкой оптимальных режимов мягкого обжатия непрерывнолитой заготовки в линии МНРС для измельчения дендритной структуры и снижения дендритных сегрегаций.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. / Л.И. Эфрон. – Москва: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
2. Фейлер С.В. Непрерывная разливка стали: от идеи к промышленной реализации / С.В. Фейлер, Е.Е. Емельянова // История науки и техники и университетское образование: сборник материалов научно-практической конференции аспирантов, магистрантов и студентов УрФУ и МИСИС. – Москва, 2010. – С.44-49. ISBN 978-5-87623-381-3.
3. Емельянов К.И. Системный анализ неравновесной кристаллизации углеродистых и низколегированных сталей для прогнозирования их структурной и химической микронеоднородности: специальность 05.16.04 «Литейное производство»: автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук / Емельянов Константин Игоревич; Санкт-Петербургский государственный политехнический университет. – Санкт-Петербург, 2014. - 27 с. – Место защиты: НИТУ «Московский институт стали и сплавов». – Библиогр.: с.25-26.
4. 20 Years of Experience in Thin Slab Casting and Rolling State of the Art and Future Developments / C. Klinkenberg, C. Bilgen, T. Boecher, J. Schlüter // Materials Science Forum. Trans Tech Publications, Switzerland – 2010. - Vols. 638-642 – pp. 3610-3615. URL: <https://www.researchgate.net/publication/250353453>. Дата публикации: 15.01.2010_ doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.3610.
5. Evolution of microstructure in Nb-bearing microalloyed steels produced by the compact strip production process. / Arturo Ruiz-Aparicio // PhD Thesis. BS, Universidad Nacional Autonoma de Mexico. – 2000. - 162p. - URL: <https://d-scholarship.pitt.edu/7913/1/ARTURORUIZAPARICIO.pdf>. (Дата обращения: 24.12.2019).
6. Мурсенков Е.С. Особенности технологии модифицирования кальцием и церием трубной стали с требованиями по стойкости в H₂S-средах / Е.С. Мурсенков, Д.В. Кудашов, В.В. Кислица, Е.Л. Ворожева, В.В. Науменко // Металлург. – 2018. – №10 - С.27 – 35.

7. Мунтин А.В. Передовые технологии совмещённого процесса непрерывного литья тонких слябов и горячей прокатки / Мунтин А.В. // *Металлург.* – 2018. - №9. – С.43-51.

8. Кудашов Д.В. Современная высокотехнологичная сталь 05ХГБ, предназначенная для изготовления электросварных нефтегазопроводных труб повышенной стойкости к сероводородной и углекислотной коррозии / Д.В. Кудашов, И.В. Пейганович, П.П. Степанов, С.К. Мокеров, Г.В. Семернин // *Развитие технологий производства стали, проката и труб на выксунской производственной площадке: сборник научных статей / ответственный редактор А. М. Барыков.* – Москва: *Металлургиздат*, 2016. - С. 293-305. – Библиогр.: с.304-305.

9. Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels. / George Krauss // *The 2003 Howe Memorial Lecture Published with permission of the Iron & Steel Society. Metallurgical and materials transactions.* – 2003 – Vol. 34B. - p.p.781-792. URL: <http://link.springer.com/article/10.1007/s11663-003-0084-z>. Дата публикации: 01.12.2003.

10. Гудремон Э. Специальные стали. В 2 томах. Т.1.Специальные стали / Э.Гудремон. – 2-е изд., перераб. и сокращённое перевод с немецкого под редакцией А.С.Займовского. – Москва: *Металлургия*, 1966. - 737с.

11. Червонный А.В. Разработка составов микролегированных сталей для электросварных труб классов прочности К56-К60 и режимов их контролируемой прокатки в условиях литейно-прокатного комплекса: специальность 05.16.09 – «Материаловедение»: автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук / Червонный Алексей Владимирович. – Москва, 2021. - 16с. – Место защиты: Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана. – Библиогр.: с.17-18.

12. *Металлургические мини-заводы: монография* / А.Н. Смирнов, В.М. Сафронов, Л.В. Дорохова, А.Ю. Цупрун – Донецк: *Норд-Пресс*, 2005. - 469с.

13. Матвеев Б.Н. Новые тонкослябовые литейно-прокатные агрегаты / Б.Н.Матвеев // *Сталь.* – 2018. – вып.6. - С.62-68.

14. Матвеев Б.Н. Развитие литейно-прокатных агрегатов для производства тонких горячекатаных полос / Б.Н.Матвеев // Сталь. – 2015. – вып.11. - С.66-68.

15. Литье и обжатие тонких слябов при получении листов из стали для сварных труб на установке непрерывного литья и деформации / О.С. Лехов, А.В. Михалев, М.М. Шевелев, Д.Х. Билалов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2017. - Т.15., №3. – С. 31–36. URL: <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2017-15-3-31-36>. Дата публикации: 01.03.2017.

16. Условия для увеличения производительности тонкослябовой МНЛЗ без снижения качественных показателей / В. В. Кислица, Е. Л. Ворожева, В. Н. Лавров, А. С. Бойко, Е. Н. Максаев // Сталь. – 2021. - № 5. – С.8-10.

17. Тарвид Д. С. Освоение технологии разлива стали на тонкослябовой МНЛЗ в условиях филиала АО «ОМК-Сталь» / Д. С. Тарвид, С. Н. Павленко, Е.Л. Ворожева, В.В. Кислица // Развитие технологий производства стали, проката и труб на выксунской производственной площадке: сборник научных статей / ответственный редактор А. М. Барыков. – Москва: Metallurgizdat, 2016. – С. 202-209. – Библиогр.: с.208-209.

18. Influence of accelerated cooling on microstructure and mechanical properties of C-Mn steels / X.Fang, Z.Fan, B.Ralph, P.Evans, and R.Underhill // Materials Science and Technology. – 2002. - Vol. 18. - p.p.47-53. DOI 10.1179/026708301125000203. <https://www.researchgate.net/publication/233618322>. – Дата публикации 01.01.2002.

19. Control of microstructure during solidification and homogenization of thin-slab cast direct-rolling (TSCDR) microalloyed steels. Tine Zhou, B.ENG, M.Eng. // Researchgate:сайт.–2010. – URL: [https://www.researchgate.net/publication/254623010/](https://www.researchgate.net/publication/254623010) (Дата обращения 15.09.2019).

20. Microstructural characterization of the solidification and equilibrated microstructures of Nb-bearing microalloyed steels produced by the compact strip processing / C. I. Garcia, A. Ruiz-Aparicio, K. Cho, Y.P Ma, C. Graham1, M. Vazquez, L. Ruiz-Aparicio and A.J. DeArdo // Conference: International Symposium on Thin Slab Casting and Rolling – 2002. – p.p.1-11. –

URL:<https://www.researchgate.net/publication/304900786> – Дата публикации 15.12.2002.

21. Control of Upstream Austenite Grain Coarsening during the Thin-Slab Cast Direct-Rolling (TSCDR) Process / Tihe Zhou, Ronald J. O'Malley, Hatem S. Zurob, Mani Subramanian, Sang-Hyun Cho and Peng Zhang. // Metals – 2019 - №9. – p.p.1-18. - URL: <http://www.mdpi.com/journal/metals>. – Дата публикации 01.09.2019.

22. Патент № 2682984 Российская Федерация. Способ производства проката с низким отношением предела текучести к пределу прочности: № 2018108645: заявлено 07.03.2018: опубликовано 25.03.2019 / Ткачук М.А., Кудашов Д.В., Пейганович И.В., Сорокин А.Е., Мунтин А.В., Солдатов Е.А., Сомов С.А., Ермаков Д.И.; заявитель и патентообладатель Выксунский металлургический завод. – 12 с.

23. Центральная сегрегационная неоднородность в непрерывнолитых заготовках и толстолистовом прокате / Белый А.П., Исаев О.Б., Матросов Ю.И., Носоченко А.О. - Москва: Металлургиздат, 2005. - 136 с.

24. Манохин А.И. Получение однородной стали / А.И. Манохин. – Москва: Металлургия, 1978. – 224 с.

25. Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels / George Krauss // The 2003 Howe Memorial Lecture Published with permission of the Iron & Steel Society. Metallurgical and materials transactions – 2003 – Vol. 34B. - p.p.781-792.

26. Влияние технологии непрерывной разливки на структуру низколегированной стали на различных этапах производства/ А.Н. Завалищин, Е.В. Кожевников // Металлург. – 2017. – Вып.12 – С.13-1.

27. Исследование литой структуры промышленного сляба ферритно-перлитной стали / А. А. Казаков, О.В. Пахомова, Е. И. Казакова // Черные металлы. – 2012. – Вып.11. – С.9-14.

28. Special Technologies and New Developments to Improve Slab Quality. / Christian Geerkens, Dr. Jochen Wans, Dr. Dirk Lieftucht, Artemy Krasilnikov, Martin Kleinaist // Proceedings 2015 by AIST. – 2015. – pp.2465-2472.

29. Моделирование процесса прокатки сляба с осевой химической неоднородностью / И.А. Разгулин, Д.Н. Чикишев // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. – 2017. – Том 1. – С.68-71.

30. Методика оценки макроструктуры непрерывнолитых слябов трубных сталей категории прочности К60 и К65. / А.Н. Завалицин, Д.Н. Чикишев, Е.В. Кожевников // Сталь. – 2020. – Вып.1. – С.8-11.

31. Исследование трансформации химической неоднородности (ликвации) в процессе толстолистовой прокатки микролегированных трубных сталей / И.А. Разгулин, Д.Н. Чикишев, А.Н. Завалицин // Моделирование и развитие процессов ОМД. – 2017. – №23. – С.44-49.

32. Химическая неоднородность непрерывнолитых слябов разной толщины из трубной стали / А.М. Столяров, В.В. Мошкунов, М.В. Потапова // Чёрная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2019. – Том 75. – №10. – 2019. С.1140-1145. DOI: 10.32339/0135-5910-2019-10-1140-1144.

33. Снижение осевой химической неоднородности трубной стали в результате мягкого обжатия непрерывнолитого сляба / В.В. Мошкунов, А.М. Столяров, А.С. Казаков // Вестник МГТУ им.Г.И.Носова. – 2012. – Вып.2. – С.24-25.

34. Химическая неоднородность непрерывнолитого сляба из трубной особонизкосернистой стали / Е.А. Крылова, А.М. Столяров, В.В. Мошкунов, Потапова М.В. // Теория и технология металлургического производства. – 2017. – №1. – С.20-22.

35. Дендритная ликвация в сплавах железа в зависимости от массы добавочных элементов и их физических свойств / Кузьмин Ю.Д., Секачёв А.О., Качиков А.С., Терзи В.В. // Известия высших учебных заведений. Чёрная металлургия. – 2014. – Том 57. – № 9. – С.52-55.

36. Носоченко А.О. Исследование влияния углерода на центральную химическую и структурную неоднородность и комплекс свойств низколегированных трубных сталей: специальность 05.16.01. «Металловедение и

термическая обработка металлов»: автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук / Носоченко Александр Олегович; Выксунский металлургический завод. – Выкса, 2003. – 26с. – Место защиты: ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина. – Библиогр.: с.25-26.

37. Исследование распределения коэффициента вариации в задачах статистического анализа испытаний / Л.В. Агамиров, В.Л. Агамиров, В.А. Вестяк // Программные продукты и системы. Software & Systems. – 2019 – Т. 31. – № 1. – С. 166–171.

38. Структурная неоднородность и методы её снижения для повышения качества конструкционных сталей / Н. В. Малахов, Г. Д. Мотовилина, Е. И. Хлусова, А. А. Казаков // Вопросы материаловедения. – 2009. – Вып.3. – С.52-64.

39. Исследование дефектов горячекатаного листа из трубной стали и причин их образования / Н.А. Шабурова, М.С. Киштыкова, В.Я. Гольдштейн, С.В. Рущиц, Б.Г. Пластинин // Вестник ЮУр-ГУ. Серия «Металлургия». – 2018. – Т. 18. – № 4. – С. 82-86. doi: 10.14529/met180409.

40. Развитие технологий производства стали, проката и труб на Выксунской производственной площадке: сборник научных трудов, 2016г. / ответственной редактор А.М. Барыкова. – Москва: Metallurgizdat, 2016. – 480 с.

41. As-Cast Structure and Temperature Field of Direct-Chill Cast 2024 Alloy Ingot at Different Casting Speeds / Xudong Liu , Qingfeng Zhu, Tao Jia, Zhihao Zhao, Jianzhong Cui, and Yubo Zuo // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2020. – №29. – URL: <https://www.researchgate.net/publication/345871912>. – Дата публикации: 28.09.2020.

42. Горицкий В.М. Диагностика металлов / В.М.Горицкий. – Москва: Metallurgizdat, 2004. – 408 с.

43. Segregation in cast products / A Ghosh // Department of Materials and Metallurgical Engineering. – 2001. – India. Vol. 26. – Parts 1 & 2. – pp. 5-24.

44. A Review of Microsegregation Induced Banding Phenomena in Steels / John D. Verhoeven // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2000. – Volume 9(3) – pp.286-296.

45. The nature of internal defects in continuously cast steel and their impact on final product quality / Pierer, R. & Bernhard, C. // AISTech - Iron and Steel Technology Conference Proceedings. – 2010. – Vol.9 – p.p. 193-203. URL: <https://www.researchgate.net/publication/282779198>.

46. Improving the internal quality of hardened steels produced in continuous casting / Martin A., Dutto M.F., Vela A. // Proceedings AISTech. – 2017. – Vol.3 – pp. 1961 – 1969.

47. Installation and commissioning of SMART segments at SSAB mobile facility / Abraham S., Thomas J., Peters J. // Proceedings AISTech. – 2017. – Vol.5 – pp.1915 – 1924.

48. О влиянии выпучивания заготовки МНЛЗ на образование внутренних трещин / Шишкин В.В. // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки - 2003 – Выпуск №13 – С.1-4.

49. Convection Streams and Macrosegregation Couple Phenomena for Dendritic Solidification Defects in Casting Processes. / M. O. El-Bealy. // Journal of Materials Science Research. – 2013. - Vol. 2. - №3 - URL: <http://dx.doi.org/10.5539/jmsr.v2n3p1>. doi:10.5539/jmsr.v2n3p1

50. Методика оценки ликвационной полосы листового проката / А.А.Казаков, Л.С. Чигинцев, Е.И. Казакова, С.В. Рябошук, С.И. Марков // Чёрные металлы. – 2009. – Вып.12. – С.17-22.

51. Ефимов В.А. Современные технологии разлива и кристаллизации сплавов / В.А. Ефимов, А.С. Эльдарханов. – Москва: Машиностроение, 1998. – 360 с.

52. Бородина Е.В. Исследование дендритной неоднородности стального слитка / Е.В. Бородина, И.О. Глотова // Сборник научных статей 5-й Международной научной конференции студентов и молодых ученых (Курск, 2020). – Юго-Западный государственный университет, 2020. – С.216-219.

53. Панченкова Ю.А. Исследование факторов, определяющих дисперсность дендритной структур сталей / Панченкова, Ю.А. // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. – 2012. – Вып. 8 – С.126-127.

54. Формирование стального слитка: сб. научных трудов / Академия наук УССР, Институт проблем литья; научный редактор В.А. Ефимов – Москва: Metallurgy, 1986. – 88 с.

55. Левченко Г.В., Дёмина Е.Г., Воробей С.А., Нефедьева Е.Е. Оценка деформированного состояния металла по изменению параметров дендритной структуры. / Г.В. Левченко, Е.Г. Дёмина, С.А. Воробей, Е.Е. Нефедьева // Metallurgical and Mining Industry. – 2009 – №5 – С.71-75.

56. Коваленко, В.С. Metallographic reagents: reference edition / Kovalenko V.S. – 3rd ed., revised and supplemented. – Moscow: Metallurgy, 1981. – 120p.

57. Karol F. Rodriguez-Galeano, Luis F. Romano-Acosta, Eric J. Palmiere, W. Mark Rainforth. A new approach to etching low-carbon microalloyed steels to reveal prior austenite grain boundaries and the dual-phase microstructure. / Karol F. Rodriguez-Galeano, Luis F. Romano-Acosta, Eric J. Palmiere, W. Mark Rainforth. // Journal of Microscopy. – 2022.-№8. – p.p, 1-7. – URL: <https://www.researchgate.net/publication/364742479>.

58. Галаган В. В. Исследование литой структуры непрерывнолитой заготовки круглого сечения стали марки 26ХМФБ / В.В. Галаган, Д. В. Руцкий, А.Ю., Агарков М. В. Матасова, Л.В. Палаткина // Известия Волгоградского Государственного Технического Университета. – 2022. – № 7. С. 40-44. DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-40-44В.

59. Won Y.M. Simple model of microsegregation during solidification of steels. / Y.M. Won and B. Thomas. // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2001. – № 32A(7). – p.1755-1767. – URL: <https://www.sci-hub.ru/10.1007/s11661-001-0152-4>.

60. Thermo-Calc Software // сайт. – 2021. – URL: https://thermocalc.com/content/uploads/Application_Examples/Microsegregation_Solidification/analysis-of-microsegregation-during-solidification.pdf (дата обращения 13.01.2023)

61. Chunlian Yan. Quantification of manganese dendritic segregation in 380CL steel billet by electron probe microanalysis / Chunlian Yan, Xinhua Ju, Yang Meng, Xuexing Shi // Springer Nature Switzerland AG. – 2019. – URL:

<https://www.researchgate.net/publication/333315557> Quantification of manganese dendritic segregation in 380CL steel billet by electron probe microanalysis

(Published online: 22 May 2019).

62. Вплив швидкості охолодження при затвердінні безперервнолитої заготовки на характеристики дендритної структури сталі марки ОС / О.І.Бабаченко, К.Г.Дьоміна, Г.А.Кононенко, О.Л.Сафронов, О.П.Клинова. // *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*/ - 2021. - vol. 27(97). – p.p.9-19. – DOI: 10.15407/mom2021.01.009. – URL: <https://www.researchgate.net/publication/350139506>. – Дата публікації: 01.03.2021.

63. Presslinger H. Assessment of the Primary Structure of Slabs and the Influence on Hot- and Cold-Rolled Strip Structure / Hubert Presslinger, Michael Mayr, Ernst Tragl and Christian Bernhard // *Steel research int.* – 2006. – №. 2. – pp.107-115.

64. The influence of microalloying elements on the hot ductility of thin slab cast steel / Carpenter, Kristin. // PhD thesis, Department of Materials Engineering, University of Wollongong. - 2004. – URL: <http://ro.uow.edu.com.au/theses/161>.

65. Cobo, S.J. Microstructural Evolution of Austenite under Conditions Simulating Thin Slab Casting and Hot Direct Rolling / S.J. Cobo, C.M. Sellars. // *Ironmaking and Steelmaking.* – 2001. – Vol. 28. – No. 3. – pp 230-236.

66. Garcia C.I. Physical metallurgy of high strength low alloy strip steel production using compact strip processing / C.I.Garcia, C.Torkaz, C.Graham and A.J.DeArdo // *Ironmaking and Steelmaking.* – 2005. – vol.32. – №4. – p.p.314-318.

67. Анастасиади Г.П. Роль термокинетических диаграмм распада переохлаждённого аустенита при разработке конструкционных сталей / Г.П. Анастасиади, С.Ю. Кондратьев, М.В. Сильников // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.* – 2016. – №2(243). – С.99-113. – DOI 10.5862/JEST.243.11.

68. HIC and SSC Behavior of High-Strength Pipeline Steels / X.B. Shi, W. Yan, W. Wang, et al. // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* – 2015. - №28. – p.p. 799–808. – URL: <https://doi.org/10.1007/s40195-015-0257-1>.

69. Corrosion problems during oil and gas production and its mitigation / L. T. Popoola, A. S. Grema, G. K. Latinwo, et al. // International Journal of Industrial Chemistry. – 2013 – №4. – URL: <https://doi.org/10.1186/2228-5547-4-35>.

70. Effects of Different Parameters on Initiation and Propagation of Stress Corrosion Cracks in Pipeline Steels: A Review. / Mohtadi-Bonab MA. // Metals. – 2019. – URL: <https://doi.org/10.3390/met9050590>.

71. Патент № 2496906 Российская Федерация, С2. Низкоуглеродистая сталь и прокат из низкоуглеродистой стали повышенной стойкости к водородному растрескиванию и повышенной хладостойкости: № 2011136671/02: заявлено 02.09.2011: опубликовано. 27.10.2013 / Ламухин А.М., Эфрон Л.И. Кудашов Д.В., Московой К.А., Дубинин И.В., Попков А.Г., Хлыбов О.С.; заявитель и патентообладатель Выксунский металлургический завод. – 10 с.

72. Казаков А.А. Исследование эволюции литой структуры при пластической обработке феррито-перлитной стали / А.А Казаков, О.В. Пахомова, Е. И. Казакова // Черные металлы. – 2013. – №9. – С.15-20.

73. Казаков А.А. Исследование литой структуры промышленного сляба феррито-перлитной структуры / А.А.Казаков, О.В.Пахомова, Е.И.Казакова // Чёрные металлы. – 2012. – №11. – с.9-15.

74. Кудря А.В. Факторы неоднородности вязкости конструкционных сталей / Кудря А.В., Соколовская З.А., Скородумов С.В., Траченко В.А. // 53 Международная научная конференция: Материалы конференции (Витебск, 2012). – Витебск: УО "ВГТУ", ГНУ "Институт технической акустики НАН Беларуси". – 2012. - с.161-163.

75. Цветков Д.С. Повышение стабильности свойств и качества продукции стана 5000 ОАО «Северсталь» за счёт улучшения структуры толстолистового штрипса из высокопрочных низколегированных сталей: специальность 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов»: автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук / Цветков Дмитрий Сергеевич; Санкт-Петербургский государственный политехнический университет.

– Санкт-Петербург, 2012. – 22с. – Место защиты: Санкт-Петербургский государственный политехнический университет. – Библиогр.: с.21-22.

76. Швеева Т.В. Повышение потребительских свойств стальных изделий нейтрализацией структурной наследственности при технологическом металлопеределе в машиностроении: специальность: 05.16.09 «Материаловедение (машиностроение)»: автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук / Швеева Татьяна Владимировна; Камская государственная инженерно – экономическая академия. - Набережные Челны, 2012. - 23 с. – Место защиты: Камская государственная инженерно – экономическая академия. – Библиогр. с.22-23.

77. Астащенко В.И. Исследование наследственного влияния металлургических факторов на процессы структурообразования сталей при термической обработке тяжело нагруженных деталей автомобиля: специальность: 05.02.01 «Материаловедение (машиностроение)»: автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук / Астащенко Владимир Иванович; Ижевский государственный технический университет. – Ижевск, 2007. - 39 с. – Место защиты: Ижевский государственный технический университет. – Библиогр.: с.38-39.

78. Червонный А.В. Формирование структуры и свойств рулонного проката трубного назначения при производстве в условиях литейно-прокатного комплекса / А.В. Червонный, Д.А. Рингинен, А.В. Частухин, Л.И. Эфрон, А.В. Мунтин, В.В. Науменко, О.А. Багмет // *Металлург.* – 2018. – №10. – с. 40-47.

79. Christian B. A Model for Predicting the Austenite Grain Size at the Surface of Continuously Cast Slabs. / Bernhard Christian, Reiter Jurgen and Hubert Presslinger // *Metallurgical and materials transactions B.* -2008. – vol.39B. – p.p.885-895.

80. Хворинов Н.И. Кристаллизация и неоднородность стали / Н.И. Хворинов.–Москва: Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1958 – 393 с.

81. A Novel Investigation of Initial Solidified Shell Thickness of Continuously Cast Slab Based on Solidification Structure/ Yi Feng, Weiling Wang, Qi He, Sen Luo,

and Miaoyong Zhu // *Steel Research International*. – 2015. – №9999. – DOI: 10.1002/srin.201500242 – URL: <https://www.researchgate.net/publication/282907172> p.1-12 (дата публикации декабрь: 2015).

82. Experimental Verification of a Critical Condition for the Formation of As-Cast Coarse Columnar Austenite Grain Structure in a Hyperperitectic Carbon Steel / Muneazu Ohno, Masato Maruyama, and Kiyotaka Matsuura // *Metallurgical and Materials transactions*. – 2016. – A 46 (11). – DOI: 10.1007/s11661-015-3115-x. – URL: <https://www.researchgate.net/publication/282603749> (дата публикации: март 2016).

83. Частухин А.В. Закономерности процессов рекристаллизации аустенита и совершенствование технологии контролируемой прокатки микролегированных трубных сталей повышенной хладостойкости: специальность: 05016.01 «Металловедение и термическая обработка металлов»: Автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук / Частухин Андрей Владимирович; Центральный научно-исследовательский институт им. И.П.Бардина. – Москва, 2017. – 24с. – Место защиты: Центральный научно-исследовательский институт им. И.П.Бардина. – Библиогр.: с.23-24.

84. The formation of deformation induced ferrite during mechanical testing / Lewis, J., J.J. Jonas, and B. Mintz // *ISIJ International*. – 1998. – №3. – p. 300-309.– URL: https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational1989/38/3/38_3_300/pdf/char/en (дата публикации: март 1998).

85. Алдунин А.В. Исследование распределения пластической деформации по толщине стальных полос / А.В. Алдунин, А.В. Шумеев // *Известия МГТУ «МАМИ»* – 2014. – №4. – с.4-8.

86. Through-Thickness Microstructure and Strain Distribution in Steel Sheets Rolled in a Large-Diameter Rolling Process / Tadanobu Inoue, Hai Qiu and Rintaro Ueji // *Metals* 2020. – № 91. – pp.1-11. – URL: www.mdpi.com/journal/metals (дата публикации: октябрь 2020).

87. Контролируемая прокатка / В.И. Погоржельский, Д.А. Литвиненко, Ю.И. Матросов, А.В. Иваницкий. – Москва.: Металлургия, 1979. – 184 с.

88. Остапенко А.Л. Рамочная технология контролируемой прокатки листов и полос / А.Л., Остапенко, Н.Т. Егоров // ОАО «Черметинформация», Бюллетень «Чёрная металлургия». – 2008. – №7. – С.26-33.

89. Ohmori H. The Bainite in Low Carbon Low Alloy High Strength Steels / Ohmori, H. Ohtani, Y. Kunitake. // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. –1971. – Vol.11. – p.p.250-25./

90. Bramfitt B.L. A perspective on the morphology of bainite / B.L. Bramfitt, J.G.Speer. // Metallurgical Transactions. – Vol.21A. – 1990. – p.p..817-829.

91. Hara T. Effects of microstructure and texture on DWTT properties for high strength line pipe steels / T. Hara // Proceeding of the International Pipeline Conference. Canada. – 2006. - №3. – p.p. 245-250.

92. Pauletti E. Influence of deamination on microtexture and J-R curve in API X60 steel / E. Pauletti et al. // 13th International Conference on Fracture. China. – 2013. – №4. – p.p. 1-9.

93. Мунтин А.В. Разработка технологии прокатки толстого листа с заданными свойствами из трубных марок стали на стане 5000: специальность 05.02.09 «Технологии и машины обработки давлением»: автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук / Мунтин Александр Вадимович; Московский государственный технический университет им. Н.Э.Баумана. – Москва, 2014. - 19 с. – Место защиты: Московский государственный технический университет им. Н.Э.Баумана. – Библиогр.: с.18-19.

94. Барыков А.М. Технологические особенности производства проката для электросварных труб на литейно-прокатном комплексе / А.М. Барыков, А.В. Червонный, А.В. Мунтин, Д.А. Рингинен, А.В., Частухин, Л.И. Эфрон // Развитие технологий производства стали, проката и труб на выксунской производственной площадке: сб. трудов / ответственный редактор А. М. Барыков. – Москва: Металлургиздат, 2016. – с. 233-247. – Библиогр. с.245-247.

95. Алдунин А.В. Выравнивание структуры по толщине стальных полос при горячей прокатке / А.В. Алдунин // Известия МГТУ «МАМИ». - 2015. - №1. - с.5-8.

96. Левченко Г.В. Формирование структуры и механических свойств круглого проката из непрерывнолитой стали / Г.В. Левченко, Е.Е. Нефедьева, А.И. Серов, Е.Н. Смирнов, И.Н. Галухина // *Металл и литьё Украины*. – 2011. – №6. – с.3-7.

97. Левченко Г.В. Развитие метода оценки прорабатываемости структуры конструкционной стали в процессе горячей деформации / Г.В. Левченко, С.А. Воробей, Е.Г. Дёмина, Ж.А. Дементьева // VIII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов»: Сборник материалов (Москва, 2019г). – Москва: ИМЕТ РАН, 2019. – с.42-43.

98. Супов А.В. *Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: справочное издание в 3-х т.* / А.В. Супов, В.П. Канев, П.Д. Одесский – Москва: Интернет Инжиниринг, 2007 – 920с. – 3т.

99. García De Andrés. Metallographic techniques for the determination of the austenite grain size in medium-carbon microalloyed steels. / García, De Andrés, C., Bartolomé, M. J., Capdevila, C., SanMartín, D., Caballero, F. G., & López, // *Mater. Charact.* – 2001. – Vol/ 46(5). - 389–398.

100. Baldinger P. Revealing austenitic grains in micro-alloyed steels by picric acid etching. *Prakt* / Baldinger, P., Posch, G., & Kneissl, A. // *Metals*. – 1994. – 31. – p.p.252–261.

101. Багмет О.А. Производство в условиях литейно-прокатного комплекса рулонного проката трубного назначения категории прочности X70 без добавок ниобия / О.А. Багмет, И.В.Ганошенко, А.В.Червонный, В.В.Науменко // *Металлург*. – 2016. – №2. – С.46-53.

102. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. *Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами.* / И.П.Шабалов, Ю.Д. Морозов, Эфрон Л.И. — Москва: ЗАО «Металлургиздат», 2003. — 520 с.

103. Казаков А.А. Влияние структурной анизотропии в ферритно-бейнитных сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств / А.А. Казаков // *Черные металлы*. - №6. - 2010. - С.7-14.

104. Казаков, А.А. Разработка методов оценки микроструктурной неоднородности трубных сталей / А.А. Казаков // Черные металлы. - 2009. - №12.- С. 12-17.

105. Эфрон, Л. И. К вопросу о влиянии морфологии бейнита на ударную вязкость низкоуглеродистых сталей / Л. И. Эфрон, П.П. Степанов, К.Г. Воркачев, М.М. Кантор, В.А. Боженков, К.С. Сметанин // Сталь. - 2021. - №9. - с.45-50.

106. Zolotarevsky, Nikolay. Characterization of Microstructural Inhomogeneities in Rolled Microalloyed Steels Based on EBSD Data / Nikolay Y. Zolotarevsky, Sergey N. Petrov, Sergey N. Panpurin¹, Alexander A. Kazakov and Olga Pakhomova // Microsc. Microanal. – 2015. - №21. - p.p.1767-1768. - doi:10.1017/S1431927615009617.

107. The Effects of V, Nb, Ti and Zr on the Microstructure and Mechanical Properties of Thin Slab Cast Steels / Y. Li, J. A. Wilson, D. N. Crowther, P. S. Mitchell, A. J. Craven and T. N. Baker// Article in ISIJ International. – 2004. – p.p. 1-34. - URL: <https://www.researchgate.net/publication/29814367>.

108. Processing of microalloyed steel for automotive applications on a thin slab plant / C. Klinkenberg // International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Application Edited by S. Hashimoto, S. Jansto, H. Mohrbacher, and F. Siciliano TMS (The Minerals, Metals & Materials Society). - 2006. - p.p. 453-462. – URL: <https://niobium.tech/-/media/niobiumtech/attachments-biblioteca-tecnica>.

109. Microstructure and Precipitation Behavior of Nb, Ti Complex Microalloyed Steel Produced by Compact Strip Processing / Ruizhen Wang, C. I. Garcia, M. Hua, K. Cho, Hongtao Zhang and A. J. DeArdo // ISIJ International – 2006. - Vol. 46. – 9. - pp. 1345–1353. – URL:https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational/46/9/46_9_1345/

110. DeArdo, A. J. Niobium in modern steels / A. J. DeArdo // International Materials Reviews. – 2003. - Vol. 48. - №. 6. - p.p. 371-402.

111. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах: Учебное пособие по курсу лекций / В.И.Никитин. – Самара: Самарский государственный технический университет, 2015. – 170 с.

112. Никитин В.И. Явление структурной наследственности в литейно-металлургических технологиях / Никитин В.И., Никитин К.В. // Материалы 8-й

Всероссийской научно-технической конференции с международным участием / отв. Редактор проф. В.И.Никитин. – Самара: Самарский государственный технический университет, 2018 – с.107-120.

113. Бернштейн М.Л. Металловедение и термическая обработка стали. В 3 томах. Т.2. Основы термической обработки / М.Л.Бернштейн, А.Г.Рахштадт. – Москва : Металлургия, 1983. - 249 с.

114. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С.Горелик. - Москва: Металлургия, 1978. - 567 с.

115. Мунтин А.В. Современные технологические решения и оборудование для производства ультратонкой горячекатаной полосы / А.В. Мунтин, Ю.М. Куренков, А.Г. Колесников // Листопрокатное производство. - 2016. - № 8. - С.13-21.

116. Кислица В.В. Оценка качественных показателей сляба и проката при повышении толщины непрерывнолитой заготовки / Кислица В.В., Максаев Е.Н., Бойко А.С. // Сталь. – 2021. – № 8. – С. 17-21.

117. Настич С.Ю. Разработка технологии термомеханической обработки полосового и листового проката из низколегированной стали на основе управления формированием феррито-бейнитной структуры: специальность 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов»: автореферат диссертации на соискание учёной доктора технических наук / Настич Сергей Юрьевич; ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт чёрной металлургии им. И.П.Бардина. – Москва, 2013. – 46 с. – Место защиты: ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт чёрной металлургии им. И.П.Бардина. – Библиогр.: с.41-46.

118. Thompson, S.W. Continuous Cooling Transformations and Microstructure in a Low-Carbon High-Strength Low-Alloy Plate Steel / S.W. Thompson, D.J. Colvin, G. Krauss // Met. Trans. - 1990. – Vol. 21A. – № 4. – p.p. 1493-1507.

119. Казаков, А.А. Влияние структурной анизотропии в ферритно-бейнитных сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств / А.А. Казаков // Черные металлы. – 2010. – №6. – С.7-14.

120. Казаков, А.А. Разработка методов оценки микроструктурной неоднородности трубных сталей / А.А. Казаков // Черные металлы. – 2009. – №12. – С. 12-17.
121. Krauss, G. Ferritic Microstructures in Continuous Cooled Low- and Ultralowcarbon Steels / G.Krauss, S.W. Thompson // ISIJ Int. – 1995. – Vol. 35. – № 8. – p.p. 937-945.
122. Bhadeshia H.K. Bainite in Steels, 2nd ed / Bhadeshia H.K. – London : Ins. of Materials, 2001. – 454 p.
123. ASM Handbook: Metallography and Microstructures. - ASM Int., 2004. - Vol. 9. – 1184 p.
124. Беликов С.В. Особенности формирования структуры и свойств сталей с гетерогенной бейнитно-мартенситной структурой для газонефтепроводов. / С.В. Беликов, К.И. Сергеева, О.Ю. Корниенко // МиТОМ. – 2010. – №12. – С.9-14.
125. Голованенко С.А. Двухфазные низколегированные стали / С.А. Голованенко, Н.М. Фонштейн - Москва.: Металлургия. – 1986. – 207с.
126. Малинов Л.С. Структура и свойства экономнолегированных марганцевых сталей / Л.С. Малинов, А.П. Чейлях, Е.Л. Малинова // Металлы. – 1993. –№1. – с.106-111.
127. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2023661645 Российская Федерация. Программа оценки механических свойств горячекатаного проката ультразвуковым методом: №2023660190: заявл. 23.05.2023: опубл. 01.06.2023 / А.А.Хлыбов, А.Л.Углов, Е.Л.Ворожева

ПРИЛОЖЕНИЕ 1. Акт внедрения результатов научной работы



**ВЫКСУНСКИЙ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ
ЗАВОД**

Акционерное общество
«Выксунский
металлургический
завод»

АКТ

О внедрении результатов диссертационной работы Ворожевой Е.Л.

УТВЕРЖДАЮ
Директор инженерно-
технологического центра
П.П.Степанов



Настоящий акт составлен в том, что результаты диссертационной работы Ворожевой Евгении Львовны, представленной на соискание учёной степени кандидата технических наук по специальности 2.6.1 – «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов», использованы в технологии изменения толщины сляба в условиях Литейно-прокатного комплекса АО «Выксунский металлургический завод».

К числу использованных результатов относится:

- формирование однородного рекристаллизованного аустенитного зерна при черновой прокатке,
- снижение доли выделившихся до прокатки частиц ниобия.

В горячекатаном прокате образована микроструктура с требуемыми свойствами. Показатели ударной вязкости в микролегированной стали марки К52 более 250 Дж/см² стабильно фиксируются до температуры -60°С. За счет увеличения объёма стали обеспечено повышение производительности в среднем на 4,0 %. За 2022 год произведено свыше 80тыс. тонн проката стали марки К52 из слябов увеличенной толщины. Экономический эффект за счёт увеличения объёма стали составил около 75 млн. руб.

Настоящий акт не является основанием для взаимных финансовых расчётов.

Заместитель директора
по научно-исследовательской деятельности

А.В.Мунтин

И.о. директора дивизиона «Сталь»
Начальник Литейно-прокатного комплекса

Д.Ю.Котов

Начальник отдела по технологии производства
проката

С.В.Головин

Начальник отдела по металлургическим процессам
и технологиям

С.А.Сомов