

**Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Череповецкий государственный университет»**

На правах рукописи



БАРАБОШКИН Кирилл Алексеевич

**ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА СКВОЗНОЙ ТЕХНОЛОГИИ
ПРОИЗВОДСТВА ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ТРУБ ГРУППЫ ПРОЧНОСТИ К55
С ЗАДАНЫМ КОМПЛЕКСОМ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ**

Специальность 2.6.4 – Обработка металлов давлением

Диссертация на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Научный руководитель:
Адигамов Руслан Рафкатович,
кандидат технических наук

Череповец – 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	6
Глава 1. Современное состояние исследований, практика и перспективы развития вопросов формообразования листового проката с учетом трубного передела.....	13
1.1 Производство обсадных труб	15
1.2 Термомеханическая обработка микрولةгированных сталей.....	16
1.3 Опыт производства рулонного проката для обсадных труб при участии ОАО «Северсталь» и ОАО «Газпромтрубинвест»	28
1.4 Опыт производства рулонного проката для обсадных труб группы прочности K55 по API 5CT на ПАО «Северсталь»	31
1.5 Проблемные вопросы производства рулонного проката для обсадных труб группы прочности K55 по API 5CT на ПАО «Северсталь».....	32
Выводы по главе 1.....	36
Глава 2. Материалы и методы исследования	42
2.1 Материалы исследования.....	42
2.1.1 Производство электросварных труб и профилей	42
2.1.2 Экспериментальное оборудование.....	43
2.2 Методика выполнения исследования.....	47
2.2.1 Определение химического состава стали.....	47
2.2.2 Подготовка исследуемых образцов для металлографических исследований.....	48
2.2.3 Определение механических свойств.....	51
2.3 Моделирование химического состава с прогнозируемым уровнем механических свойств.....	52

2.3.1 Расчет прогнозируемого уровня механических свойств разрабатываемой стали.....	52
2.3.2 Разработка требований к целевой микроструктуре и технологии производства рулонного проката для труб группы прочности К55	55
2.4 Разработка плана лабораторных экспериментов исследования особенностей формирования микроструктуры и механических свойств металла по толщине в процессе производства трубной заготовки группы прочности К55	57
Выводы по главе 2.....	61
Глава 3. Разработка рекомендаций на производство опытной партии горячекатаного рулонного проката толщиной 8,0-10,0 мм из стали марки К55 по API 5СТ на ПАО «Северсталь»	63
3.1 Техническое сопровождение производства на ПАО «Северсталь» опытной партии рулонного проката группы прочности К55 по API 5СТ	64
3.1.1 Выплавка стали группы прочности К55 по API 5СТ	64
3.1.2 Техническое сопровождение производства опытной партии проката К55 толщиной 8,9 мм с расширенным контролем технологических параметров.....	67
3.1.3 Исследование микроструктуры образцов от рулонов первой опытной прокатки.....	71
3.1.4 Анализ влияния трубного передела на уровень механических свойств стали группы прочности К55 по API 5СТ.....	73
3.2 Производство второй опытной прокатки полос из стали группы прочности К55 по API 5СТ	79
3.2.1 Исследование микроструктуры образцов от рулонов второй опытной прокатки.....	82

3.2.2. Исследование микроструктуры рулонного проката из стали группы прочности К55 методом просвечивающей электронной микроскопии.....	84
3.3 Производство третьей опытной партии полос из стали группы прочности К55 по API 5СТ	86
3.3.1 Анализ результатов механических испытаний рулонного проката, произведенного в рамках трех опытных прокаток	88
Выводы по главе 3.....	90
Глава 4. Исследование влияния трубного передела при производстве труб Ø168,28мм из экспериментальной стали на изменение уровня механических свойств.....	95
4.1 Разработка нового химического состава стали с учетом влияния трубного передела и разработка плана лабораторного эксперимента	98
4.1.1 Проведение лабораторных экспериментов по физическому моделированию производства проката группы прочности К55	99
4.2.1 Исследование микроструктуры полученного проката.....	102
4.2.3 Моделирование процессов, происходящих при трубном переделе	108
4.3 Разработка химического состава новой стали и технологии производства проката группы прочности К55 на основе результатов эксперимента и с учетом особенностей оборудования стана 2000	110
4.3.1 Проведение опытной выплавки и прокатки стали К55 в ПАО «Северсталь»	111
4.3.2 Анализ результатов, производства контрольной партии проката группы прочности К55 (по API) толщиной 6-10 (12) мм. Оценка качества проката в объеме требований НТД	112

4.3.2.1 Производство полос толщиной 8,9 мм для труб диаметром 168мм	112
4.4 Оценка влияния уменьшения ширины штрипса на изменение предела текучести в результате трубного передела при производстве труб 168x8,9 мм	116
4.5 Оценка уровня механических свойств труб Ø168 и Ø245 мм, произведенных из рулонного проката плавки 387378 и 296383	118
4.5.1 Оценка уровня механических свойств труб диаметром 168 мм (плавка 387378)	118
4.5.2 Оценка уровня механических свойств труб диаметром 245 мм (плавка 296383)	120
4.6 Анализ результатов производства рулонного проката толщиной 7,3 и 8,9мм для труб группы прочности К55 диаметром 168мм и проката толщиной 8,9мм для труб группы прочности К55 диаметром 245мм. Разработка рекомендаций для промышленного производства проката.....	123
Выводы по главе 4.....	132
Заключение	138
Приложение А	157
Приложение Б	159
Приложение В.....	164
Приложение Г	165

Введение

Актуальность темы исследования. Основными производителями обсадных труб группы прочности K55 по API 5CT являются трубопрокатные заводы, изготавливающие трубы бесшовным способом по технологии выплавка заготовки и последующая нормализующая прокатка. Отличием производства сварных труб от бесшовных является условие формоизменения при котором происходит пластическое деформирование, состоящее в преобразовании плоской заготовки в трубу, когда образуются дислокации, которые приводят к изменению механических свойств. Для компенсации вклада дислокаций в упрочнение стали и получения требуемых механических свойств производители сварных труб вынуждены использовать термическую обработку труб, которая приводит к снижению производительности и удорожанию процесса производства. Для решения задачи получения механических свойств в трубе, сохранения производительности и стоимости продукции (не прибегая к использованию дополнительной термообработки) были исследованы влияния химического состава, режимы производства на НШПС и ТЭСА, а так же процессы связанные с изменением механических свойств при изготовлении труб.

Степень разработанности темы исследования. Большой объём, исследований трубных сталей проведен как отечественными (М.Ю. Матросов, Ю.И. Матросов, Д.Ю. Морозов, А.А. Кичкина, Н.Г. Колбасников, В.М. Фарбер, Л.И. Эфрон, А.Г. Ширяев, И.Ю. Пышминцев и др.), так и зарубежными авторами (Davies R. J., Zhang Q., Baker, T. N., Manabu Takahashi, Belato Rosado D. и др.). Результаты исследований образования структур и формирования свойств элетросварных труб в процессе охлаждения после прокатки и микроструктурного состояния проката, проведенных с использованием различных методик, вошли в нормативные документы, связанные с технологическим процессом производства металлопроката. Они представлены в работах М.Ю. Матросова, Ю.И. Матросова, Д.Ю. Морозова, А.А. Кичкиной, В.М. Фарбера и других ученых.

Необходимо признать, что до сих пор при исследовании трубных сталей большое внимание уделялось изучению макроструктуры и механических свойств при различных термических и механических воздействиях во время производства металлопроката. В тоже время, такие важные параметры формирования структуры и свойств электросварных труб после воздействия на него пластических деформаций (формовка) в процессе трубного передела по технологии формовки труб непрерывным методом, пока не были достаточно исследованы. Слабо освещены вопросы взаимосвязи воздействия на него пластических деформаций (формовка) в процессе трубного передела по технологии формовки труб непрерывным методом на конечные свойства электросварных труб в связке с анализом условий охлаждения после прокатки и микроструктурного состояния проката. Сказанное выше определяет актуальность постановки настоящих исследований. Это позволило сформулировать рекомендации по технологическим параметрам производства как в процессе прокатки и охлаждения металлопроката, так и в последующем процессе трубного передела по технологии формовки труб непрерывным методом.

Целью диссертационной работы являлось установление закономерности изменения механических свойств электросварных труб в процессе их производства на основании анализа влияния химического состава, технологии прокатки на непрерывном широкополосном стане, микроструктурного состояния проката, а также воздействия на него пластических деформаций в процессе трубного передела для разработки сквозной технологии производства сварных труб группы прочности K55 по API 5CT.

Объектом исследования технология изготовления рулонного проката на НШПС и трубы на ТЭСА группы прочности K55 по API 5CT.

Предмет исследования химический состав, режимы прокатки и охлаждения на НШПС, их влияние на формирование микроструктуры проката, а так же технология изготовления труб, возникающие пластические деформации и изменение механических свойств стали группы прочности K55 по API 5CT при формовке.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Изучение влияния параметров технологии изготовления трубы на ТЭСА и возникающих пластических деформаций на изменение механических свойств стали и определение целевого уровня механических свойств проката для изготовления труб группы прочности K55;

2. Исследование влияния величины деформации на ТЭСА на изменение механических свойств стали. Разработка физической модели прогнозирования механических свойств в трубе;

3. Исследование влияния химического состава, режимов прокатки и охлаждения на НШПС для формирования микроструктуры и механических свойств стали для производства рулонного проката группы прочности K55 по API 5CT;

4. Разработка промышленной технологии проката и рекомендаций по изготовлению сварных труб группы прочности K55 по API 5CT.

Научная новизна:

1. Разработана методика прогнозирования величины изменения предела текучести и временного сопротивления разрушению труб в зависимости от степени деформации на трубоэлектросварочном агрегате, позволяющая определить уровень механических свойств горячекатаной полосовой стали исходя из величины их прироста на трубном переделе. Выявлено, что окончательное формирование механических свойств металла происходит в результате пластической деформации на трубном переделе, в связи с этим рулонный прокат должен иметь низкое значение предела текучести и высокое значение временного сопротивления. Например, для получения заданного комплекса механических свойств основного металла труб размером 168×8,9 мм из стали группы прочности K55, деформируемых на трубоэлектросварочном агрегате со степенью 2–4%, предел текучести рулонного проката должен быть не более 410 МПа, предел прочности – не менее 655 МПа.

2. Получена математическая зависимость между величиной изменения предела текучести металла в результате трубного передела и процентным

содержанием в стали углерода, показавшая, что снижение содержания углерода ведет к снижению прироста предела текучести.

3. Установлено, что низкое значение изменения предела текучести при трубном переделе обеспечивается равновесной феррито-перлитной микроструктурой полосовой стали после горячей прокатки, а высокое значение временного сопротивления разрушению достигается повышением процентного содержания в стали углерода и марганца.

4. Выявлено, что снижение степени деформации при формовке труб, связанное с уменьшением ширины штрипса, приводит к снижению прироста предела текучести в результате трубного передела вследствие уменьшения плотности дислокаций.

Теоретическая значимость работы:

1. Выполнено исследование величины изменения предела текучести и временного сопротивления разрушению труб в зависимости от степени деформации на трубоэлектросварочном агрегате, позволившее определить уровень механических свойств горячекатаной полосовой стали с учетом величины их прироста на трубном переделе. Выявлено, что окончательное формирование механических свойств металла происходит в результате пластической деформации на трубном переделе, в связи с этим рулонный прокат должен иметь низкое значение предела текучести и высокое значение временного сопротивления. Для получения заданного комплекса механических свойств основного металла труб размером 168×8,9 мм из стали группы прочности К55, деформируемых на трубоэлектросварочном агрегате со степенью 2–4%, предел текучести рулонного проката должен быть не более 410 МПа, предел прочности – не менее 655 МПа;

2. Выявлена зависимость между величиной изменения предела текучести металла в результате трубного передела и процентным содержанием в стали углерода, показавшая, что снижение содержания углерода ведет к снижению прироста предела текучести;

3. Установлено, что низкое значение изменения предела текучести при трубном переделе обеспечивается равновесной феррито-перлитной

микроструктурой полосовой стали после горячей прокатки, а высокое значение временного сопротивления разрушению достигается повышением процентного содержания в стали углерода и марганца.

4. Выявлено, что снижение степени деформации при формовке труб, связанное с уменьшением ширины штрипса, приводит к снижению прироста предела текучести в результате трубного передела вследствие уменьшения плотности дислокаций.

Практическая ценность работы:

1. Разработан химический состав стали с увеличенным содержанием углерода до 0,37–0,40% и марганца до 1,0–1,4% для получения требуемых значений механических свойств металла в рулонном прокате и в электросварных трубах, а также для обеспечения условий свариваемости штрипсов.

2. Разработана технология горячей прокатки, обеспечивающая получение рулонного проката с равновесной феррито-перлитной микроструктурой, в которой доля перлита составляет не менее 60%, и механическими свойствами, гарантирующими в дальнейшем получение труб с временным сопротивлением не менее 665 МПа, пределом текучести – от 379 до 552 МПа, относительным удлинением – не менее 19%, работой удара KV при 20 °С – не менее 27 Дж.

3. Разработаны рекомендации по применению в производстве труб малого и среднего диаметров штрипса уменьшенной ширины для обеспечения степени продольной вытяжки труб после формовки не более 1,8%, что позволяет снизить рост предела текучести в результате трубного передела. Оптимальной шириной штрипса при производстве труб размером 168×8,9 мм является ширина 519 мм.

4. Разработана сквозная технология производства электросварных труб группы прочности K55 с гарантированным комплексом механических свойств, позволяющая исключить дополнительную термическую обработку труб для компенсации вклада возникающих при формовке дислокаций в упрочнение материала и обеспечивающая получение экономического эффекта 36 млн руб. в год.

Методология и методы диссертационного исследования.

Методологической основой исследования послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области изучения трубных сталей, зарубежные и государственные стандарты РФ, а также теоретические положения по влиянию различных технологических переделов на механические свойства сталей.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Установленные закономерности между химическим составом, микроструктурой стали и исходными механическими свойствами, полученными в процессе контролируемой прокатки и контролируемого охлаждения высокопрочного проката при производстве рулонного проката на непрерывном широкоплоском стане, а также их влияние на изменение свойств в трубном переделе при производстве труб на ТЭСА.

2. Зависимость изменения механических свойств металла трубы при формовке от величины пластической деформации на ТЭСА и исходной микроструктуры рулонного проката.

3. Разработана методика определения изменения механических свойств «рулон – труба» в процессе формовки трубы на ТЭСА.

Содержание диссертации соответствует областям исследований паспорта научной специальности 2.6.4 Обработка металлов давлением: 1. Исследование и расчет деформационных, скоростных, силовых, температурных и других параметров разнообразных процессов обработки давлением металлов, сплавов и композитов; 2. Исследование способов, процессов и технологий обработки давлением металлов, сплавов и композитов с помощью методов физического и математического моделирования; 3. Исследование структуры, механических, физических, магнитных, электрических и других свойств металлов, сплавов и композитов в процессах пластической деформации.

Достоверность полученных результатов определяется проведением комплекса исследований и экспериментов на действующих станах, использованием новейших измерительных приборов и аппаратуры, современных методов исследований и корректных методов статистической обработки данных

измерений и расчетов. Сформулированные научные положения отвечают современным представлениям о природе деформирования металлов, а также согласуются с известными работами по проблемам повышения качественных показателей металлопродукции и эффективности производства.

Личный вклад автора состоит в постановке задач исследований, в получении основных научных результатов, в организации и проведении экспериментов, обработке и анализе их результатов, во внедрении в производство сквозной технологии производства электросварных труб группы прочности К55.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены и обсуждены на: Лауреат Металл Экспо 2020, Москва, 2020 г.; XVIII Всероссийский Конкурс молодежных авторских проектов «Моя страна – моя Россия» в номинации «Большая технологическая разведка моей страны», 2020 г.; XII Всероссийской научно-практической конференции с международным участием «Перспективы развития технологии переработки углеводородных и минеральных ресурсов», 2022г.; Международной научно-технической конференции «МашТех 2022. Инновационные технологии, оборудование и материальные заготовки в машиностроении», Москва, 2022 г.; Всероссийской Конференции «Жизненный цикл конструкционных материалов», Иркутск, 2022 г., XIV Международный Конгресс Прокатчиков, Череповец, 2024 г., Всероссийской Конференции «Жизненный цикл конструкционных материалов», Иркутск, 2024 г.

Публикации:

По материалам диссертационной работы опубликовано 8 научных статей, из которых 2 статьи в изданиях, входящих в перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий ВАК РФ, 2 статьи – в изданиях, индексируемых в базах данных Web of Science и Scopus, получен 1 патент на изобретение.

Структура и объем работы. Работа содержит 165 страниц основного текста, 79 рисунков и 44 таблицы. Состоит из оглавления, введения, четырех глав, заключения, библиографического списка из 147 наименований, 4 приложений.

Глава 1. Современное состояние исследований, практика и перспективы развития вопросов формообразования листового проката с учетом трубного передела

Стали для труб, являясь неотъемлемой частью добычи и транспортировки сырой нефти и природного газа, уже несколько десятилетий вызывают значительный исследовательский интерес. Оптимальное сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости является важным требованием к стальным листам, используемым для труб [1-3]. Согласно Американскому стандарту института нефти API 5CT, типичные марки сталей для обсадных труб - это K55, J55, N80, P110 и т. д. [4] – это стандартные технические спецификации для стальных обсадных и насосно-компрессорных труб, используемых для нефтяных скважин в нефтяной и газовой промышленности, уточнены в Европе и РФ в виде национальных стандартов [6-9].

Стальные обсадные трубы являются основными механическими конструкционными барьерными элементами в течение жизненного цикла нефтяных и газовых месторождений. Одна из основных проблем целостности нефтяных и газовых скважин связана с повреждением обсадных труб [10]. Эти трубы обычно эксплуатируются в условиях воздействия как агрессивных, так и гидрогенизирующих сред и механических нагрузок [11-12]. Длительное воздействие этих факторов на трубы приводит к значительному снижению исходной коррозионной стойкости и механических свойств сталей [1-3], что может негативно сказаться на их работоспособности [10].

Подробное обсуждение состава, микроструктуры и свойств трубных сталей доступно в различных монографиях [1,2,13] и обзорных статьях [11-19].

Наиболее используемые в настоящее время марки K55, N80, P110 основаны на получении свойств за счет термического улучшения или термомеханической обработки проката высокопрочной низколегированной стали и содержат микролегирующие элементы, такие как Nb, Ti и V [11-19]. В ходе исследований было обнаружено, что двухфазная микроструктура феррит/мартенсит обладает

превосходным сочетанием прочности и ударной вязкости [14-16], однако кристаллографическая текстура может играть жизненно важную роль, приводя к анизотропии свойств [15-18]. Предполагается, что игольчатая ферритно-бейнитная микроструктура с небольшим количеством перлита лучше всего подходит для применения в трубах [20]. Для достижения желаемой микроструктуры стальных труб были проведены обширные исследования для стандартизации оптимальных параметров обработки, таких как контролируемая прокатка, стратегии ускоренного охлаждения и методы смотки рулонного проката [17,21-23]. Измельчение зерна является хорошо отработанным методом одновременного повышения прочности и ударной вязкости [14,22,23]. Эффективный размер зерна значительно уменьшается с уменьшением температуры чистовой прокатки и зависит от скорости охлаждения или температуры смотки полосы [22,23]. Несколько исследований, связывающих природу, размер и доли различных микроструктурных составляющих (например, полигональных и игольчатых ферритов, перлитов, верхних и нижних бейнитов и мартенситно-аустенитных) с механическими свойствами (например, свойствами при растяжении и ударная вязкость) помогли определить желаемую микроструктуру стальных листов для труб [21-24].

Помимо микроструктуры, контроль кристаллографической текстуры, выделений микросплавов (карбидов/нитридов Nb, Ti и V) и неметаллических включений (Al_2O_3 или MnS) также необходимы для удовлетворения требований, предъявляемых к стальному прокату [25-30].

Авторы работы [28] предположили, что прокатка в области остановки рекристаллизации аустенита привела к меньшему образованию вредного компонента текстуры, т.е. компонента повернутого куба $\{001\}\langle 110 \rangle$ [28]. Формирование карбидов типа MC в ферритной матрице в микролегированных (особенно Nb) сталях приводит к дисперсионному упрочнению и общему лучшему сочетанию прочности и ударной вязкости [11-18]. Хотя обработке, микроструктуре и свойствам трубной стали уделялось значительное внимание, вопрос влияния процесса формования листа при трубном переделе на конечные свойства трубы имеет решающее значение для применения недостаточно изучен.

Известно, что холодный изгиб стального листа приводит к распределению деформации в микроструктуре, что, как ожидается, повлияет на свойства трубы при растяжении и ударе [30]. Различные состояния остаточного напряжения возникают на этапах изготовления проката для формирования трубы, и эффект Баушингера играют значительную роль в величине результирующих пластических деформаций и остаточных напряжений [31].

Для дальнейшего понимания особенностей производства стальных обсадных и насосно-компрессорных труб и обеспечения соответствия механических свойств труб К55 требованиям стандарта API 5CT, используемых для нефтяных скважин в нефтяной и газовой промышленности, необходимо иметь базовые представления об условиях эксплуатации этих изделий.

1.1 Производство обсадных труб

Общая схема производства труб класса API от выплавки стали, разливки, прокатки формовки, сварки, складирования представлена на рисунке 1.1.

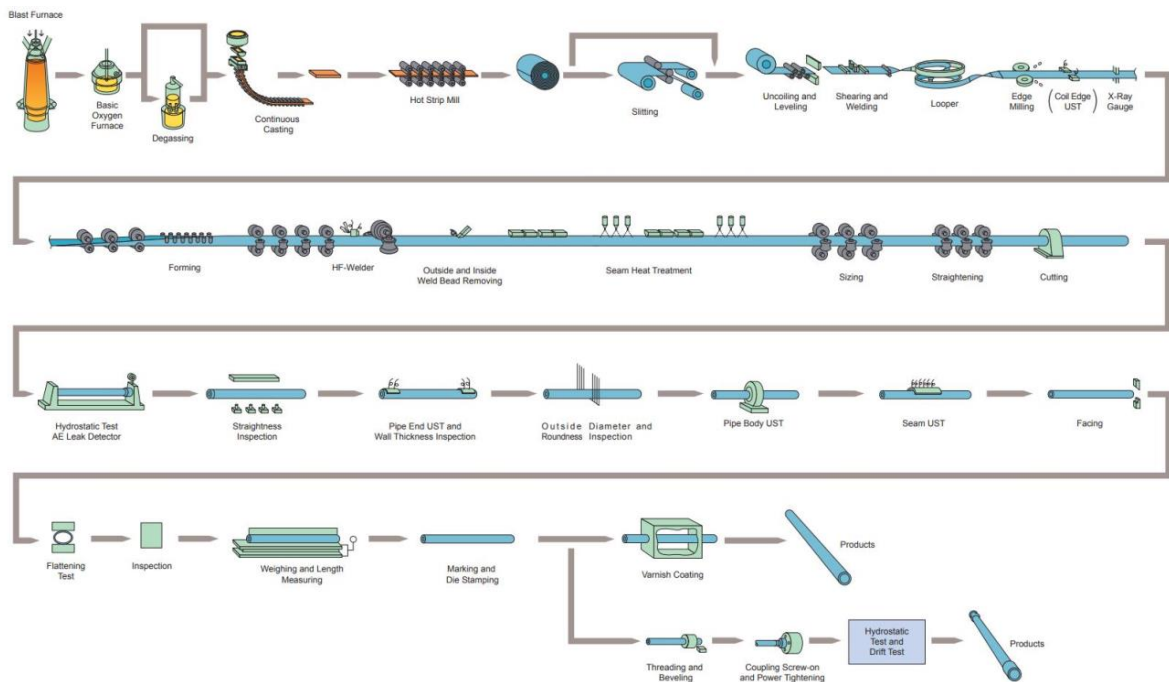


Рисунок 1.1 – Общая схема производства труб класса API

Трубы класса API могут быть как бесшовными, так и сварными. Технологии изготовления стальных труб и труб обычной электросваркой сопротивлением (ERW) показана на рисунке 1.2.

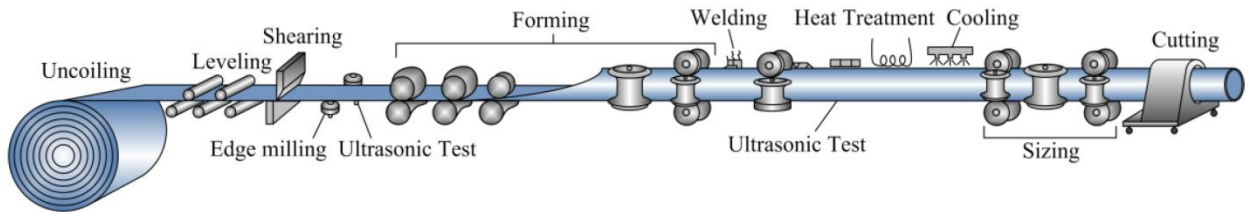


Рисунок 1.2 – Технологии изготовления стальных труб и труб обычной электросваркой сопротивлением (ERW)

Базовая концепция термомеханической обработки (ТМО) или термомеханической контролируемой прокатки (ТМКП) лежит в основе разработки многих усовершенствованных марок стали, с улучшенными механическими свойствами. Для достижения необходимого уровня свойств в материалах для труб применяются современные малоуглеродистые низколегированные стали (HSLA – High-Strength Low Alloy).

1.2 Термомеханическая обработка микролегированных сталей

Обзор исследований [105] малоуглеродистых микролегированных Ti-Mo сталей показывает перспективность разработок, направленных на создание сталей этого типа с высоким комплексом технологических, механических и других служебных свойств, основанных на формировании дисперсной структуры игольчатого феррита и контроле вида, количества и дисперсности карбидных выделений. С одной стороны, закономерности формирования структурного состояния и механических свойств этих сталей в зависимости от параметров термомеханической обработки имеют общие тенденции, характерные для ферритных сталей различных систем микролегирования, с другой стороны, они имеют свои особенности. Процесс охлаждения после горячей прокатки и при

сматывании полосы в значительной степени определяет основные изменения микроструктуры металла, превращение аустенита в феррит и образование фазовых выделений. Влияние скорости охлаждения проката на структурное состояние и механические свойства анализировалось в работе [104]. Авторы нанесли на график данные влияние температуры скотки на предел текучести микролегированных Ti-Mo сталей полученные в разных работах рисунок 1.3.

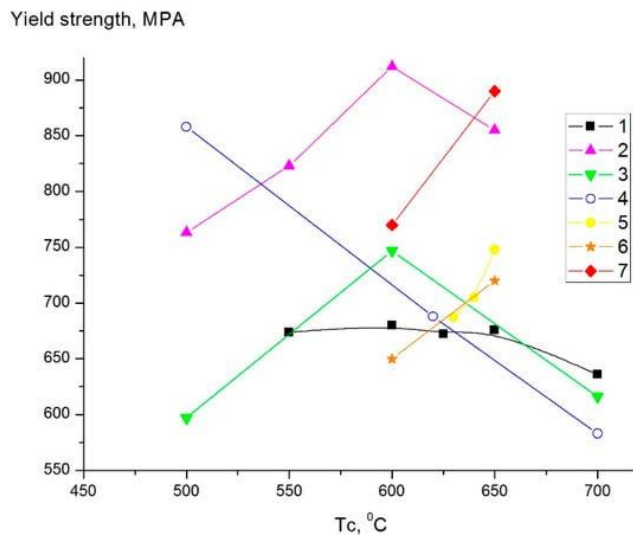


Рисунок 1.3 – Влияние температуры скотки на предел текучести микролегированных Ti-Mo сталей [105]

Авторы [107] объяснил благоприятное влияние повышенных температур чистой прокатки на образование межфазных выделений отсутствием образования выделений карбидов (Ti, Mo)C в аустенитной области вследствие их высокой растворимости. В результате из-за высокой концентрации компонентов в твердом растворе при охлаждении происходит выделение карбидов при фазовом превращении. Это обеспечивает образование наноразмерных карбидных выделений в ферритовой матрице, что приводит к ее значительному упрочнению. Положительный эффект повышения температуры намотки связан с увеличением общего количества наноразмерных частиц, в основном за счет увеличения доли частиц, образующихся при фазовом превращении. Снижение температуры скотки приводит к подавлению образования таких выделений.

В работе [108] автор исследовал влияние различных контролируемых процессов прокатки, включающих деформацию в области рекристаллизации, γ -нерекристаллизации и $(\alpha+\gamma)$ области, на структуру и свойства ниобийсодержащей стали HSLA. Используемые графики контролируемой прокатки показаны на рисунке 1.4. Различие между этими двумя режимами заключается в первой стадии прокатки: в первом режиме используется диапазон температур γ -рекристаллизации, а во втором режиме — область γ -нерекристаллизации

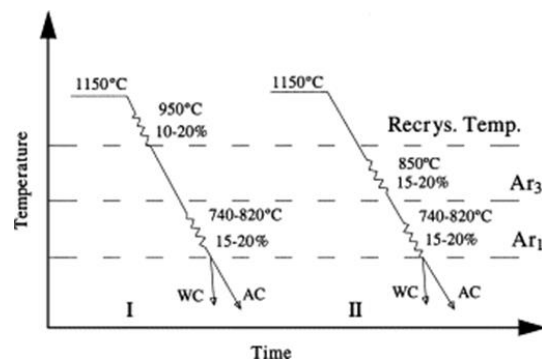


Рисунок 1.4 – Схематическое изображение графиков управляемой прокатки ((I) график 1, (II) график 2) [108]

На рисунке 1.5 показано влияние температуры чистой прокатки на микроструктуру и механические свойства.

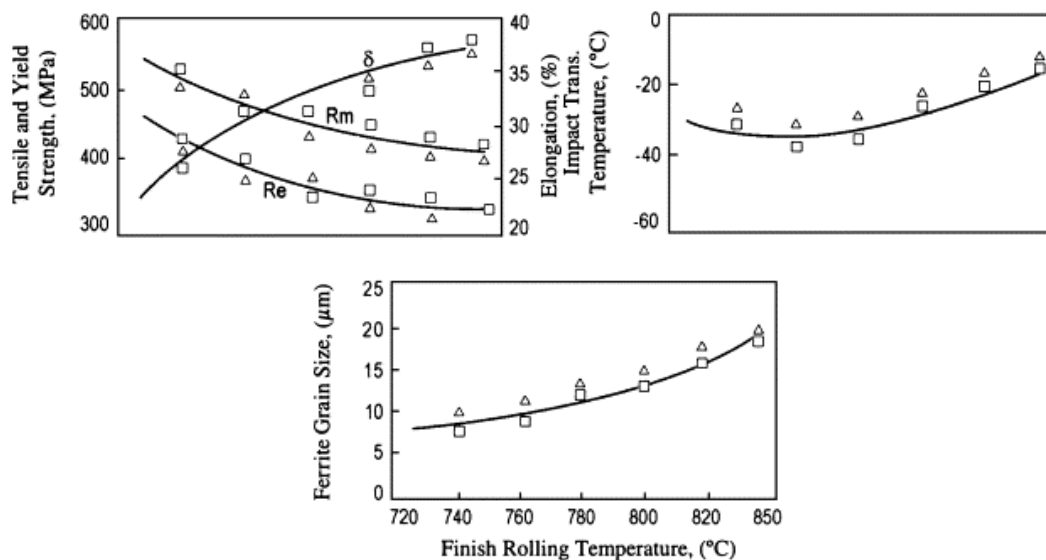


Рисунок 1.5 – Влияние температуры чистой прокатки на размер зерна феррита [108]

Влияние обжатия прокаткой на размер зерен феррита обобщено на рисунке 1.6. Результаты этого исследования показывают, что возможно улучшить свойства при растяжении и ударе микролегированной стали с помощью подходящего контролируемого процесса прокатки в $(\alpha+\gamma)$ двухфазной области. Контролируемая прокатка привела к заметному измельчению зерна, придав сталям контрольного проката механические свойства, сравнимые со свойствами более высоколегированных или термообработанных сталей.

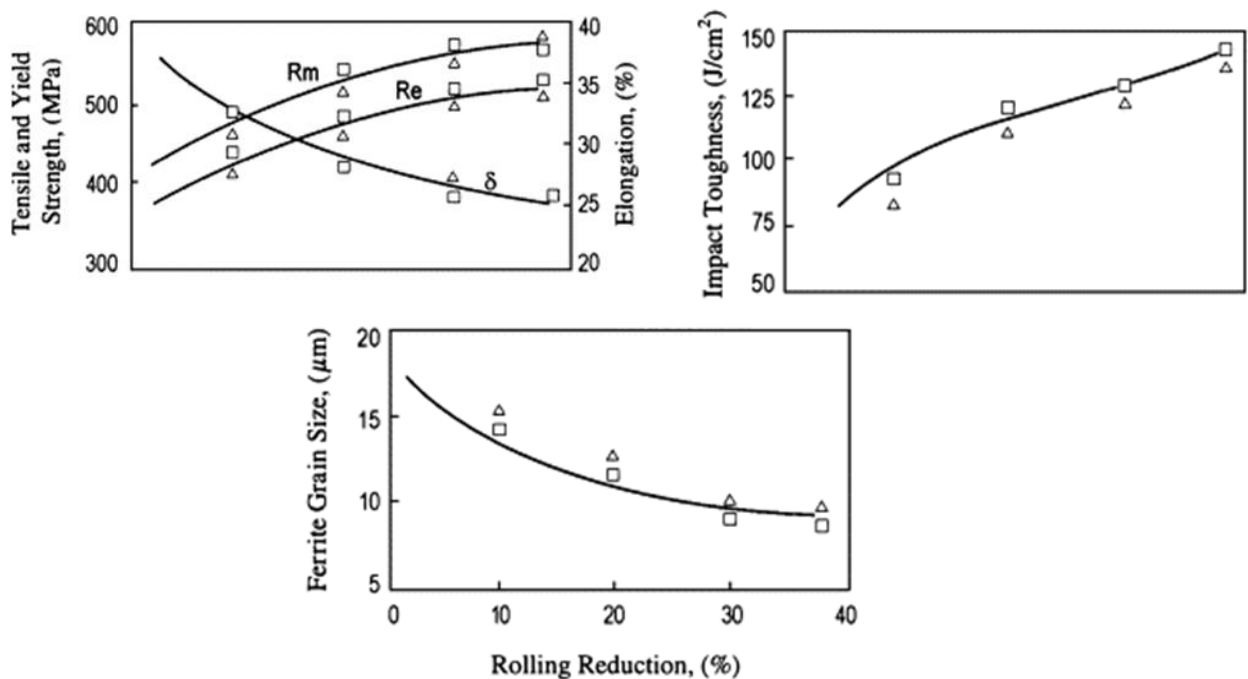


Рисунок 1.6 – Влияние обжатия прокаткой на размер зерна феррита и механические свойства стального листа. Температура окончания прокатки 740°C)

[108]

Для исследуемой стали [108] оптимальные свойства при растяжении и ударе достигаются при следующей обработке: контрольные стали выдержаны при 1150°C в течение 1 ч, прокатаны при 780°C с последующим обжатием 30%, выдержкой 30 мин при 780°C и охлаждением на воздухе (скорость охлаждения 10°C/с). Этот термомеханический процесс создает микроструктуру, состоящую из мелкозернистого феррита, содержащего мелкие частицы выделений карбида. Ферритное зерно может быть измельчено путем контролируемой прокатки с

последующим ускоренным охлаждением и способно накапливать деформацию в $(\alpha+\gamma)$ двухфазной области, не прибегая к сильному обжатию при низких температурах чистовой прокатки.

Анализ литературы показывает, что для оптимизации контроля ТМКП необходимо четкое понимание поведения рекристаллизации аустенита, кинетики выделения микролегирующих элементов и влияния скорости охлаждения на конечную микроструктуру этих сталей [1-3,14-18,46-58,84-108].

В некоторых исследованиях сообщается, что деформация в области без рекристаллизации может увеличить количество дислокаций и вызвать выделение частиц в процессе прокатки. Это также увеличивает долю объема игольчатого феррита после охлаждения. На рисунке 1.7 показано сравнение обработки сталей, полученных с помощью различной прокатки. Общая степень деформации оказывает большое влияние на прочность и ударную вязкость. Многими авторами отмечено, что высокая плотность дислокаций в аустените смещает превращение продуктов бейнитной микроструктуры в игольчатый феррит [14,51-56], или даже полигональные феррит и перлит [14].

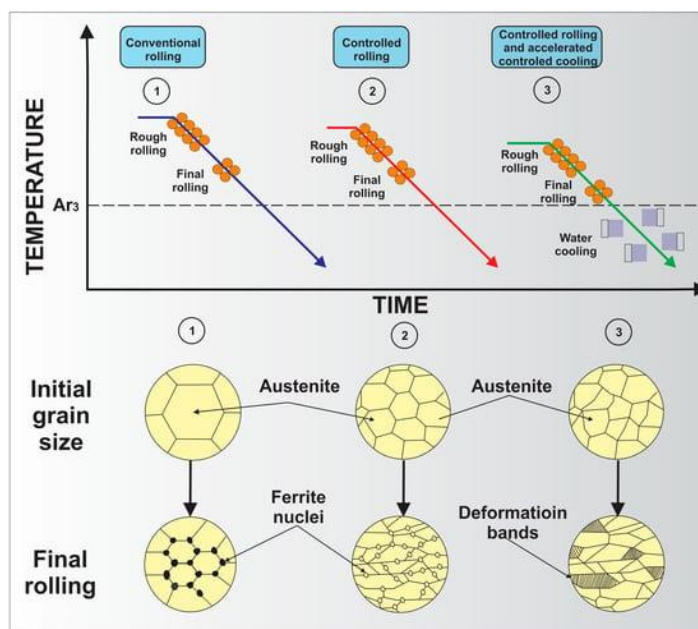


Рисунок 1.7 – Термомеханическая управляемая обработка.

На рисунке 1.8 показана, экспериментальная ТМКП для высокопрочных микролегированных сталей. Показан процесс аустенизации при 1200°C для

разрушения дендритной микроструктуры, полученной при выплавке сляба и охлаждении на воздухе (рисунок 1.8 ①). На рисунке 1.8 ② представлена обработка нагрев до 1200°C в течение 1 ч и черновая прокатка выше температуры рекристаллизации, окончательная прокатка при температуре без рекристаллизации и с воздушным охлаждением. После этого процесса была проведена закалка с 900 °C с использованием в качестве охлаждающей среды водомасляной эмульсии (рисунок 1.8 ③). Полученные микроструктуры были образованы в основном бейнитно-мартенситным и игольчатым ферритом, достигающим предела прочности на разрыв около 1100МПа.

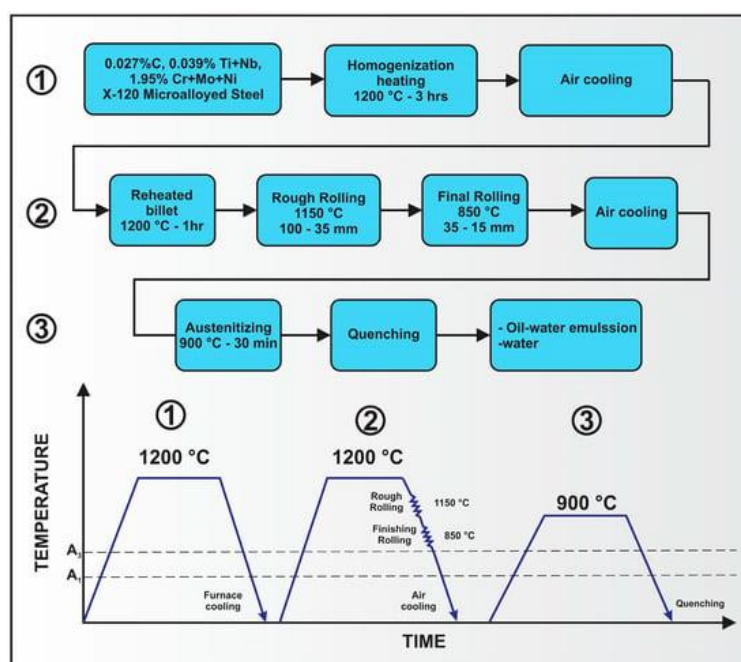


Рисунок 1.8 – ① Нормализация, ② Прокатка, ③ Закалка [85]

Добавлением микролегирующих элементов может усилить эффекты ТМКП за счет смещения температур превращения ($A_1 - A_3$), в результате чего превращение аустенита в игольчатый феррит происходит при более низких температурах при охлаждении. Этот процесс может вызвать преобразование более мелкого ферритного зерна. Более низкая температура превращения вызывает образование неполигонального феррита, игольчатого феррита, бейнита и мартенсита. Однако для создания такого типа микроструктуры требуется высокая прокаливаемость и высокая скорость охлаждения [14-18].

Было замечено, что увеличение содержание С снижает ударную вязкость из-за большой объемной доли мартенситно-аустенитных микрокомпонентов [1-3,11-18]. Чтобы компенсировать снижение ударной вязкости, необходимо увеличить содержание Ni и Cr. Исследования показали, что Cr способствует повышению ударной вязкости и может увеличить количество игольчатого феррита. С другой стороны, добавление Mn и Ni может снизить температуру вязко-хрупкого перехода [85]. Материалы с более мелкими зернами феррита обеспечивают большее поглощение энергии удара [51-58].

Многие авторы изучали влияние Nb на образование феррит-бейнита в низкоуглеродистой стали HSLA и пришли к выводу, что выделения Nb(C, N) замедляют образование феррит-бейнита во время процессов ускоренного охлаждения.

С другой стороны, добавка Mo снижает начальную температуру бейнитного превращения [105,107]. Добавление Mo в сталь помогает получить бейнитное превращение в широком диапазоне скоростей охлаждения, а в сочетании с Nb улучшить их прокаливаемость [46, 51-58].

Титан намеренно добавляют для улучшения горячей пластичности микролегированных сталей [105,107]. Наряду с добавлением Nb и Mo микролегированные Ti стали могут достигать предела текучести выше 700МПа за счет соосаждения TiC.

Ускоренное охлаждение модифицирует микроструктуру превращения [1-3], получая микроструктуры игольчатого феррита и двухфазные мартенситно-бейнитные стали.

Высокопрочные низколегированные (HSLA) стали заменили стандартную продукцию во многих областях техники. Основные преимущества заключаются в более тонкой толщине стенки – легком весе и экономии расходных материалов – и, следовательно, меньшем количестве проблем при сварке (отсутствие предварительного нагрева во избежание холодного растрескивания, меньший объем расходных материалов) и меньших затратах на транспортировку. Развитие конструкционных сталей HSLA показано на рисунке 1.9. Технические

спецификации на поставку можно найти в DIN EN 10025. Также имеется обзор высокопроизводительных толстолистовых заводов в Японии [109].

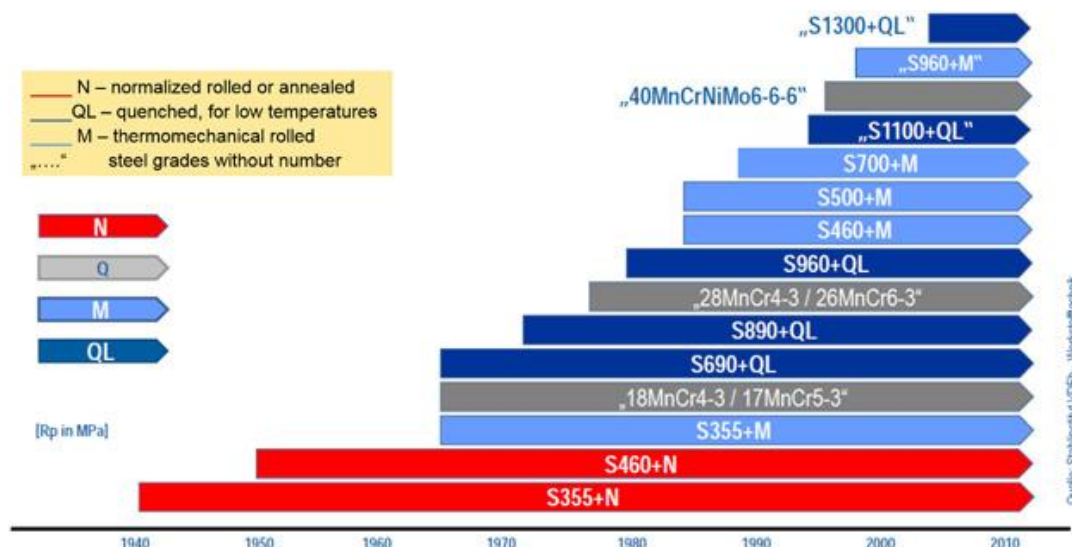


Рисунок 1.9 – Разработка высокопрочных сталей за последние десятилетия, в основном, основана на термомеханической прокатке толстого и полосового проката [103]

Начиная с 2007 г. на заводе VA Tubulars в Киндберге [110] были установлены процессы ТМКП прокатки бесшовных труб на основе систематического статистического анализа параметров процесса прокатки и моделирования основных микроструктурных процессов. В результате можно производить трубы с высокой прочностью и отличными показателями удлинения и ударной вязкости с размером зерна феррита примерно до 3 мкм. Для достижения этих превосходных механических свойств были внесены некоторые изменения в процесс прошивки, модернизация нагревательной печи, включая гибкий промежуточный нагрев и применении установки быстрого охлаждения для труб после прокатного стана рисунок 1.10.

На рисунке 1.11 показана последовательность «температура-деформация», для обычной прокатки, когда толстые непрерывнолитые слябы охлаждаются до комнатной температуры и повторно нагреваются перед горячей прокаткой, по сравнению с горячей прокаткой, когда непрерывнолитые тонкие слябы (т.е. с

начальной толщиной 50–90 мм вместо 250 мм и более при холодной загрузке) прокатываются непосредственно после кристаллизации [114].

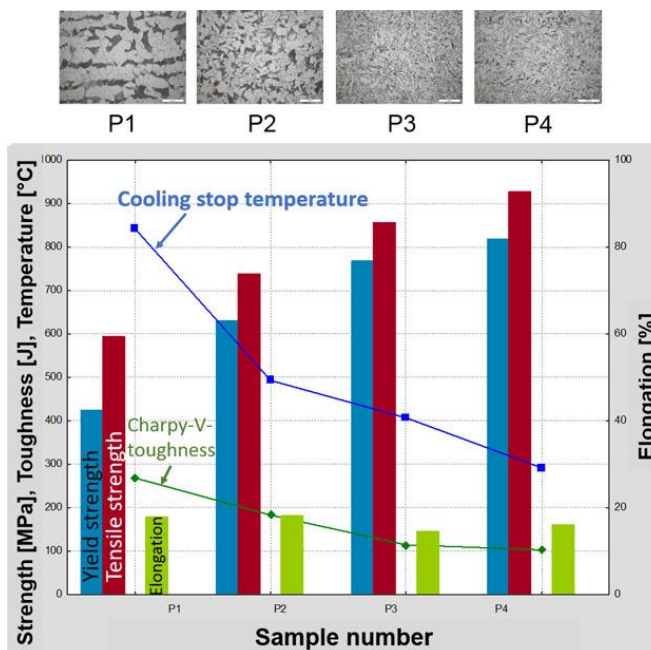


Рисунок 1.10 – Трубы прокатные бесшовные ТМ из микролегированной стали с содержанием 0,18%С, 1,4%Mn, 0,04%Nb и 0,08%V [103]

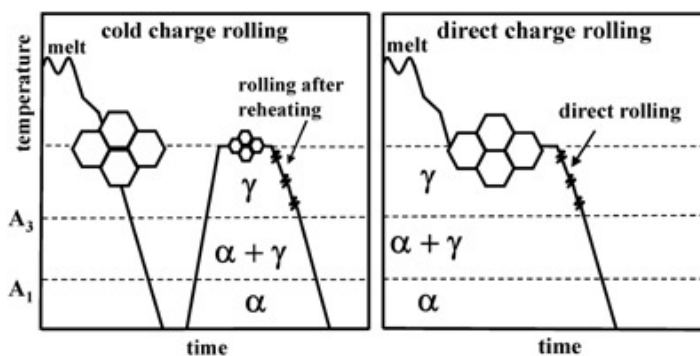


Рисунок 1.11 – Температурная картина при обычной холодной прокатке толстых слэбов и ЛПК [114]

Существуют три схожие концепции проката на литейно-прокатном комплексе (ЛПК) HSLA-сталей, называемые CSP[111], DUE[112] и ESP[113]. От непрерывной разливки до намотки требуется около 5 минут, инвестиционные затраты низкие, производительность высокая, а за счет экономии электроэнергии

более чем на 30% стоимость конечного продукта примерно на 20% ниже по сравнению с традиционным производством.

Технология разливки и прокатки тонких слябов, в частности технология CSP®, хорошо зарекомендовала себя для производства горячекатаных рулонов. Прямая горячая прокатка сокращает объем операций по обработке слябов и обеспечивает значительную экономию энергии. Прокатка более тонких слябов требует меньше деформационных работ. С изобретением SMS воронкообразного кристаллизатора был достигнут технологический прорыв в литье тонких слябов толщиной до 45 мм. Постоянные условия производства благоприятствуют тому, чтобы все марки стали получили свои окончательные структурные, механические и физические свойства за счет четкого контроля температуры во время чистовой прокатки и охлаждения.

Таким образом, горячекатаные полосы из микролегированных (HSLA), многофазных сталей (DP, CP) или сталей FB могут быть изготовлены намного проще и с более жесткими допусками.

Гелдер [114] показал, что более грубая исходная микроструктура выравнивается после трех проходов прокатки и микроструктура становится однородной. Также была исследована роль начальной температуры прокатки и общего обжатия на микроструктурное измельчение и однородность [115].

Наиболее часто используемым процессом для разливки и прямой прокатки является процесс компактного производства полосы (CSP) [116]. Он был разработан в конце восьмидесятых годов. Эта технология обеспечивает более компактную производственную линию и более простой график обработки по сравнению с традиционным процессом литья толстых слябов и прокатки после повторного нагрева. Еще одним существенным шагом стало прямое производство горячекатаной полосы путем соединения процесса разливки тонких слябов с процессом горячей прокатки. Этот метод был представлен примерно в 1990 году Г. Арведи в Кремоне, Италия. Наиболее важными технологическими достижениями, которые сделали это возможным, были разработки в технологии разливки тонких слябов и прокатка на стане горячей прокатки с использованием более высоких

скоростей разливки, новые материалы рабочих валков и улучшенное управление процессом посредством автоматизации [114].

Первым шагом в соединении разливки с прокатным процессом стала реализация и развитие полунепрерывной технологии Arvedi ISP (Inline Strip Production), т.е. производство полосы путем сочетания разливки тонких слябов, черновой прокатки в линии, промежуточной смотки в рулон и чистовой прокатки.

Следующим шагом стала разработка технологии Arvedi ESP (Endless Strip Production) как эволюция ISP в непрерывную прокатку без промежуточной смотки [114]. Этот шаг является настоящей революцией, поскольку представляет собой полностью непрерывный процесс разливки и двухэтапной прокатки с промежуточным индукционным подогревом. Каждый метр полосы производится в полностью стационарном режиме, т.е. с той же термомеханической обработкой: степень деформации, скорость деформации, температура и т.д. без отклонений толщины и профиля.

Анализ доступной патентной информации различных производителей (NIPPON STEEL, ANGANG STEEL и др.) показывает, что сталь для обсадных труб содержит 0,23-0,27% С, 0,10-0,35% Si, 0,85-1,10% Mn, не более 0,015% P, не более 0,008% S, 0,010-0,030% Ti, 0,02-0,06% Al и не более 0,008% N, остальное Fe и неизбежные элементы. Сляб нагревают в нагревательной печи до 1100-1180°C и подвергают двухстадийной контролируемой прокатке на стане непрерывной горячей прокатки, при этом температура начала прокатки на первой стадии составляет 1070-1170°C, а температура чистовой прокатки на первом этапе выше 970°C.

В патенте (EP3395973 A4, NIPPON STEEL). Сварная труба для нефтяной скважины типа K55, сваренная электросваркой сопротивлением, содержит, в% по массе, от 0,30 до 0,50% С, от 0,05 до 0,40% Si, от 0,50 до 1,20% Mn, от 0 до 0,030% P, 0 до 0,020% S, от 0,002 до 0,080% Al, от 0 до 0,0080% N, от 0 до 0,30% Cu, от 0 до 0,30% Ni, от 0 до 0,30% Cr, от 0 до 0,10% Mo, от 0 до 0,10% V, от 0 до 0,050% Nb, от 0 до 0,030% Ti, от 0 до 0,0100% Ca, остальное Fe и примеси. В трубе металлографическая структура на участке 1/4 толщины трубы в L-образном

сечении в положении основного металла под углом 90° представляет собой феррито-перлитную структуру, доля общей площади зернограничного феррита и внутри зеренного феррита составляет от 10 до 30%.

Компания ANGANG STEEL (Китай) производит прямошовную электросварную обсадную трубу марки N80Q, которая содержит следующие компоненты: 0,15–0,20% С, 0,15–0,30% Si, 1,40–1,80% Mn, меньше или равно 0,020% P, меньше или равно 0,008% S, 0,010–0,030 Ti, 0,02–0,05% Al, 0,01–0,04% Nb и остальное Fe. Способ производства включает следующие этапы: десульфурация чугуна, выплавка, внепечная обработка, непрерывная разливка слэбов, прокатка, производство труб методом ТВЧ, термическая обработка трубы. В процессе прокатки листовая заготовка нагревается до $1200\text{--}1300^\circ\text{C}$, горячая прокатка контролируется в два этапа, на первом этапе начальная температура прокатки $1180\text{--}1280^\circ\text{C}$, конечная температура прокатки более 980°C , на втором этапе начальная температура прокатки ниже 960°C , конечная температура прокатки $720\text{--}840^\circ\text{C}$. После прокатки рулон охлаждают со скоростью 6–19 град С/с, а температура смотки составляет 470–600 град С. Во время отпуска трубы вся труба нагревается до 880–950 град С, время выдержки более 30 мин, затем проводится закалка всей трубы водой, далее вся труба проходит отпуск и нагревается до 550–600 град С, время выдержки составляет более 80 минут, окончательное охлаждение производится на воздухе. Сталь имеет низкую стоимость, хорошую свариваемость и ударную вязкость, простоту изготовления труб.

Компания ANGANG STEEL (Китай) производит сталь для прямошовной контактной электросварки нефтяных обсадных труб марки K55. Сталь содержит по массе 0,33–0,40% С, 0,10–0,30% Si, 1,30–1,60% Mn, 0,018% или менее P, 0,005% или менее S, 0,010–0,030% Ti, 0,02–0,06% Al, 0,40% или менее Cr, 0,008% или менее N, остальное Fe и неизбежные примеси. Сляб нагревают до $1150\text{--}1200^\circ\text{C}$ в нагревательной печи, а затем прокатывают на стане непрерывной прокатки, температура чистовой прокатки составляет $890\text{--}950^\circ\text{C}$. После прокатки полоса сначала проходит воздушное охлаждение, а затем проводят водяное охлаждение, средняя скорость охлаждения составляет 7–13 град С/с, смотку проводят при 650–

750 град С. Сталь, производимая для нефтяных обсадных труб, имеет высокую прочность на растяжение и низкий предел текучести.

Во многих патентах уровень механических свойств зависит от скорости охлаждения по толщине стенки трубы. Термообработка как правило является обязательным элементом в процессе изготовления труб (бесшовных и сварных).

Всего нами было проанализировано более 35 патентов, которые можно классифицировать с позиции особенностей методов ТМО.

1.3 Опыт производства рулонного проката для обсадных труб при участии ОАО «Северсталь» и ОАО «Газпромтрубинвест»

Традиционной сталью для обсадных и насосно-компрессорных труб свариваемых ТВЧ является сталь 22ГЮ. Эту сталь применяют для производства рулонного проката для труб группы прочности J55 по API. Прокат из стали 22ГЮ характеризуется не высокой хладостойкостью (не обеспечивает требования к хладостойкости при температуре -60°C) [117,118]. Для обеспечения хладостойкости необходимо введение легирующих элементов. Учитывая, что в некоторых ТУ предъявляются достаточно жесткие требования к углеродному эквиваленту, снижают содержание углерода в стали (обычно требования в углеродному эквиваленту таких сталей 0,42-0,46%).

В настоящее время сталь производят также с несколько измененным марочным составом: пониженным углеродом (0,17-0,22%), пониженным марганцем (0,8-1,2%), с добавлением легирующих элементов повышающих устойчивость аустенита (Cr, Ni, Cu каждого не более 0,3%), микролегирующих карбидообразующих для достижения дополнительного измельчения зерна (Ti, Nb) и обеспечения дисперсионного твердения (0,02-0,04% Nb, 0,06-0,08% V).

К современным сталям для обсадных и насосно-компрессорных труб относятся стали 18ГФБ и 15ХГМФ, химический состав которых представлен в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Химический состав современных сталей для обсадных и насосно-компрессорных труб [117]

Марка стали	Содержание элементов, масс%														
	C	Mn	Si	V	Nb	Al	Ti	Ca	Mo	S	P	N	Cr	Ni	Cu
18ГФБ	0,15 - 0,21	≤1,1 0	0,20 - 0,40	≤0,05 0	≤0,0 8	0,02 - 0,05	0,01- 0,03	≤0,00 5	≤0,1 5	≤0,00 6	≤0,01 5	≤0,01 0	-	-	-
15ХГМФ	0,12 - 0,16	0,80 - 1,00	0,20 - 0,40	0,04- 0,06		0,02 - 0,05	0,01- 0,03		0,05 - 0,15	≤0,00 6	≤0,01 5	≤0,00 8	0,30- 0,50	≤0,1 0	≤0,1 0
22ГЮ	0,19 - 0,22	1,2- 1,4	0,15 - 0,30			0,02 - 0,05	<0,0 3	<0,02		<0,01	<0,02	<0,00 8	<0,4 0		

Прокат из стали 18ГФБ (толщина проката 5,5-8,9 мм) обеспечивает требования по хладостойкости при температуре -60°C (KCV^{-60} не менее 50 Дж/см², доля вязкой составляющей (ДВС) не менее 50%) и имеет углеродный эквивалент не более 0,42%. Сталь и технология производства разработана ЦНИИчермет при участии ОАО «Северсталь» и ОАО «Газпромтрубинвест» [117-119].

После прокатки на стане 2000 ($T_{\text{нагр}}=1240^{\circ}\text{C}$, 6-ти кратный подкат (толщина полос 6 и 7 мм, подкат 36 и 42 мм) $T_{\text{кп}}=910^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=570^{\circ}\text{C}$) полосы из стали 18ГФБ характеризуются следующими механическими свойствами: $\sigma_{\text{T}}=486-507\text{МПа}$ ($(\sigma_{\text{T}})_{\text{ср}}=498\text{МПа}$), $\sigma_{\text{в}}=595-617\text{МПа}$ ($(\sigma_{\text{в}})_{\text{ср}}=606\text{МПа}$), $\delta_5=24\%$, ($\text{KCV}^{-60}=72-81\text{ Дж/см}^2$ ($(\text{KCV}^{-60})_{\text{ср}}=76\text{ Дж/см}^2$, ($\text{ДВС}^{-60})=83-88\%$ ($(\text{ДВС}^{-60})_{\text{ср}}=85\%$), что практически соответствует группе прочности Кс по ГОСТ Р 52203-04. Оптимальная температура нормализации сварного шва для этой стали находится в интервале $950-1000^{\circ}\text{C}$.

Для получения труб группы прочности Ес по ГОСТ Р 52203-04 и выше применяют прокат из стали 15ХГМФ (толщина проката 5,5-8,9мм) с последующей термообработкой (закалка+отпуск). В химическом составе этой стали регламентировано содержание С, Мн, Сг, Мо для обеспечения прокаливаемости и закаливаемости при термообработке труб. V, Ti для упрочнения при отпуске труб

и измельчения зерна. Вредных примесей серы, фосфора, сурьмы и олова (сурьмы и олова не больше 0,005% каждого) для подавления коррозионного растрескивания и отпускной хрупкости, кальция (до 0,005%), как модификатора сульфидных включений для повышения коррозионной стойкости. Температурные режимы прокатки (применяется горячая прокатка, так как полосы предназначены для термообработанных труб) на стане 2000 следующие: $T_{нагр}=1240^{\circ}\text{C}$, $T_5=1080-1120^{\circ}\text{C}$, T_6 не более 980°C , $T_{кп}=900\pm 15^{\circ}\text{C}$, $T_{см}$ не более 670°C .

После прокатки по указанным режимам свойства стали 15ХГМФ соответствуют группе прочности Дс по ГОСТ Р 52203-04. Требования по механическим свойствам группы прочности Кс и Ес обеспечены после проведения закалки (910°C , выдержка 29,2 мин, охлаждение в водяном спреере со скоростью прохождения 8,6 м/мин) и высокого отпуска (580°C , выдержка 37 мин, охлаждение на воздухе). Для производства труб нефтяного сортамента более высокой прочности (группа прочности Лс) рекомендуется в марочном составе стали 15ХГМФ увеличить пределы содержания углерода с 0,12-0,16 до 0,14-0,18%, хрома с 0,3-0,5 до 0,4-0,6%, молибдена с 0,05-0,15 до 0,10-0,30% что повысит прокаливаемость без ухудшения свариваемости стали.

В соответствии со стандартом API Spec. 5CT наиболее сложным является достижение свойств соответствующих группе прочности K55, что связано с чрезвычайно низким соотношением σ_T/σ_B .

Проведенный авторами работы [120] лабораторный эксперимент показывает что для сталей требуемый для группы прочности K55 уровень механических свойств достигнут после проведения горячей прокатки с окончанием деформирования при 930°C , последующей закалки из $(\gamma+\alpha)$ области и последующего отпуска при температуре 720°C . Применение отпуска при более низких температурах приводит к значительному увеличению временного сопротивления и предела текучести стали.

Исследование микроструктуры [120] показало, что сталь 24ХГФ после 3+0 720°C в основном феррито-бейнитная ($\sim 30\%\Phi + \sim 60\%Б$) и около 10% отпущенного

мартенсита. Микроструктура стали 24ХГТ после обработки по режиму 3+О 720С также феррито-бейнитная, но содержит около 10-15% перлита.

Ударная вязкость всех исследуемых сталей была выше требований API 5СТ. Наибольшей хладостойкостью обладает сталь 24ХГБ [4].

1.4 Опыт производства рулонного проката для обсадных труб группы прочности K55 по API 5СТ на ПАО «Северсталь»

Сотрудниками ПАО «Северсталь» достигнут уровень механических свойств рулонного проката соответствующий группе прочности K55 по API 5СТ на стали схожего с 22ГЮ химического состава [135-137]. Химический состав стали характеризуется легированием Cr, Ni, Cu, Mo и микролегированием Nb, Ti, V (таблица 1.2).

Таблица 1.2 – Химический состав стали пл. 355924

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Mo	V	Nb	Ti
0,23	0,47	1,46	0,011	0,003	0,16	0,1	0,18	0,04	0,007	0,05	0,056	0,023	0,006

При производстве рулонного проката использовался режим с высокой температурой конца прокатки ($T_{кп} \approx 890-910^{\circ}\text{C}$), температура смотки ($T_{см}$) для партий 31605 и 33459 была достаточно низкой – $510-530^{\circ}\text{C}$, а для партий 33755 и 78007 применялся режим с высокой $T_{см} = 635^{\circ}\text{C}$ (таблица 1.3). Отбор проб для механических испытаний проводился от 1-3-го витка для партий 31605, 33459, 33755 и при задаче на АПР при порезке рулона от начала, середины и конца рулонов партии 78007.

Таблица 1.3 – Технологические параметры производства и полученные механические свойства рулонного проката группы прочности K55

Мех. св-ва (факт)	Технология (факт)
-------------------	-------------------

№ Партии	Место отбора проб	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Отн. удл. δ ₅ , %	1 KV+20	2 KV+20	3 KV+20	t° перед 1 клетью	t° за клетью №12	t° перед гр. моталок 1	t° перед гр. моталок 2	t° конца прокатки середина	t° смотки середина
31605	2 виток	790	640	18				1138,9	902,6	592	514,2	891,6	512
31605	2 виток	780	600	17,5	30	30	30						
31605	2 виток	800	685	16	24	21	27						
33459	Конец 3 витка	780	620	20				1047,5	907,4	639,5	547,4	928,1	532,5
33459	2 виток	800	650	18	36	35	35						
33459	1 виток	790	640	16,5	26	24	24						
33755	1 виток	740	560	23	33	34	31	1092,7	848,1	702,8	631	819,9	635,3
33755	2 виток	690	520	23	34	35	32						
78007	Конец 41	620	445	26									
78007	Конец 42	700	500	22									
78007	Начало 3	630	455	24,5									
78007	Конец 40	740	510	20,5									
78007	Середина 22	630	445	22,5									
78007	Конец 43	680	470	20									
Требования API 5CT для группы прочности K55		≥655	379-552	≥17									

Результаты проведенных механических испытаний показывают, что при применении режима производства рулонного проката с низкими значениями T_{см} предел текучести оказывается выше требуемого уровня, относительное удлинение в ряде случаев оказалось ниже требований API 5CT. Вероятно это связано с формированием мелкозернистой феррито-бейнитной микроструктуры проката. Повышение температуры смотки до 635°C вероятно приводит к формированию феррито-перлитной микроструктуры рулонного проката, в следствии чего при проведении механических испытаний зафиксировано значительное снижение предела текучести стали (предел текучести соответствует требованиям API 5CT для группы прочности K55 за исключением конца 3-го витка рулона от партии 33459), значительному увеличению относительного удлинения и к снижению временного сопротивления, которое в ряде случаев оказалось ниже требований API 5CT.

1.5 Проблемные вопросы производства рулонного проката для обсадных труб группы прочности K55 по API 5CT на ПАО «Северсталь»

Стальные трубы производятся в основном двумя различными методами производства, в результате которых получается сварная труба или бесшовная

труба. Сварные трубы, используемые для добычи и транспортировки природного газа или сырой нефти, изготавливаются с использованием различных процессов горячей прокатки, намотки, правки и изготовления труб, и их окончательный предел текучести измеряется после правки труб. Во время этих процессов внешние и внутренние стенки труб постоянно испытывают растягивающие и сжимающие деформации.

Профилирование – это общий термин, используемый для описания большого класса непрерывных производственных процессов, в которых длинная полоса листового металла деформируется в изделия с заданной геометрией путем прохождения через ряд вращающихся валков, расположенных в тандеме. В процессе профилирования плоская полоса постепенно деформируется наборами вращающихся валков, расположенных в тандеме. Выбор параметров профилирования и конструкция профилирующих валков играют важную роль в профилировочной практике.

Процессы ERW (контактная сварка сопротивлением) и HFW (сварка токами высокой частоты), используемые при производстве труб, представляют собой хорошо зарекомендовавшие себя технологии промышленного производства, в которых плоская металлическая полоса постепенно деформируется наборами вращающихся валков, расположенных в тандеме.

Процесс ERW и HFW (рисунок 1.12) обычно состоит из трех основных операций: (1) формовочная станция, где металлический лист деформируется из плоской полосы в форму трубы; (2) сварочная станция, в которой две кромки полосы свариваются вместе; и (3) калибровочная станция, где сварная труба проходит через несколько валков, а затем калибруется до окончательных размеров.

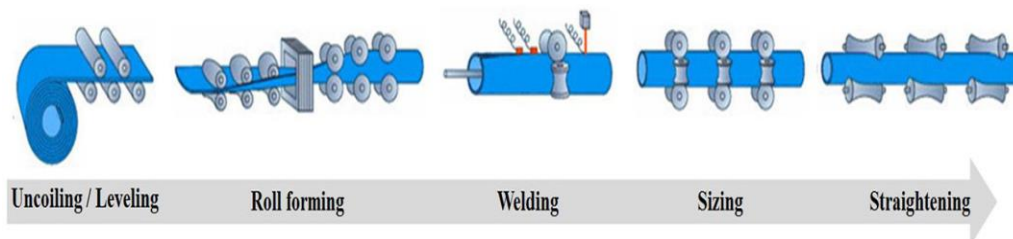


Рисунок 1.12 – Процесс формирования трубы ERW

В традиционном процессе ступенчатой прокатки труб металлический лист ступенчато сгибают в круглую форму с помощью контурных валков (вертикальных и горизонтальных валков), установленных на разных стандах, как показано на рисунке 1.13.

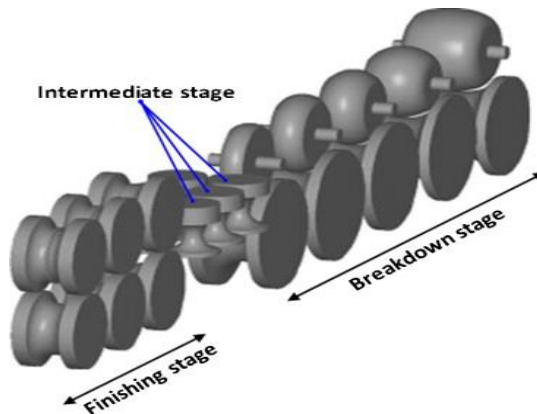


Рисунок 1.13 – Обычный профилегибочный стан

Поскольку формируемая полоса имеет форму, заданную контуром валков, все формующие валки приходится менять каждый раз при изготовлении труб с разными наружными диаметрами, что приводит к высоким затратам на валки.

После формовки труб внешняя и внутренняя стороны труб подвергаются различным деформациям, т.е. деформации растяжения с внешней стороны и сжимающие деформации с внутренней стороны, которые также варьируются в зависимости от деформации, выражаемой отношением толщина/диаметр (t/D). Важно отметить, что конечные механические свойства труб измеряют после правки труб. Трубы часто имеют слишком высокий или более низкий предел текучести, чем горячекатаные рулоны, что создает трудности с соблюдением стандарта Американского института нефти (API).

Поскольку степень изменения предела текучести материала также вызвана процессом изготовления, одна и та же полоса показала различное поведение при использовании разными компаниями по производству стальных труб. В частности, нелегко предсказать предел текучести после изготовления, поскольку на полосу многократно воздействуют растягивающие и сжимающие напряжения. Многократные повторения растяжения и сжатия вызывают многократное

изменение предела текучести материала из-за эффекта Баушингера и делают предел текучести полностью отличным от предела текучести исходного рулонного и листового проката. Кроме того, каждая труба изготавливается из разных полос, что делает предел текучести конечного продукта подверженным влиянию механических свойств исходной полосы и процесса сварки, а также варьируется вдоль окружного направления трубы.

В качестве примера, на рисунке 1.14 представлен технологический процесс производства электросварных обсадных труб компании ОАО «ВМЗ» диаметром 114-245мм, толщиной стенки 11,1мм.

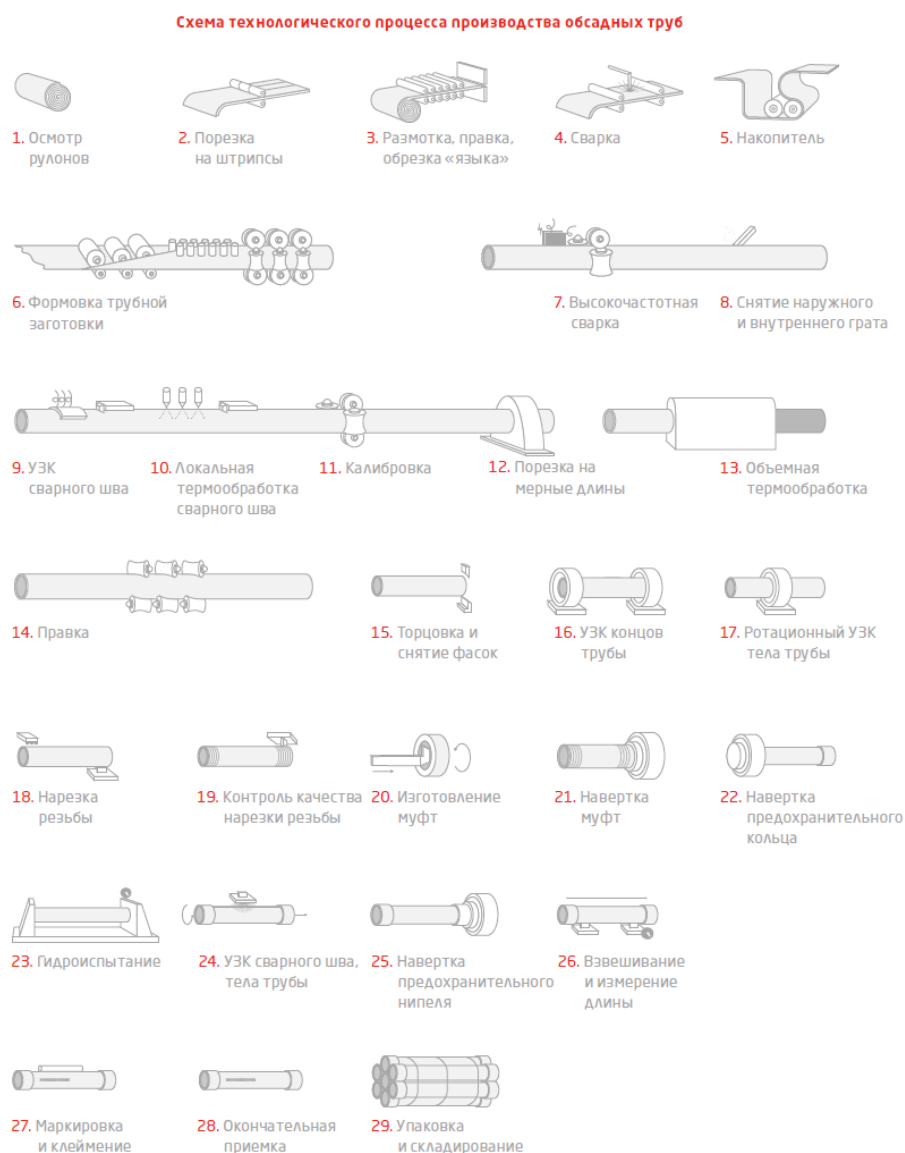


Рисунок 1.14 – Технологический процесс производства обсадных труб в ОАО «ВМЗ»

Выводы по главе 1

Развитие нефтераспределительных систем всегда было тесно связано с разработкой микролегированных марок стали, обладающих высокой прочностью, ударной вязкостью и свариваемостью. Высокотемпературные процессы (ВТП) являются важным фактором, который следует учитывать при разработке труб. С повышением уровня прочности сталей для труб, стали для них становятся предметом новых исследований, инноваций и областей специализации [124,125].

За 71 год использования ниобия в промышленных сталях было доказано, что он полезен благодаря нескольким свойствам, таким как прочность и ударная вязкость. За это время были проведены многочисленные исследования и опубликованы статьи, показывающие, что как прочность, так и ударная вязкость могут быть улучшены за счет более высоких добавок Nb. Более ранние исследования подтвердили эту тенденцию для сталей, содержащих примерно до 0,04 мас.% Nb. Фундаментальные исследования показали, что добавление Nb повышает температуру остановки рекристаллизации T_{nr} . Исследования также показали, что при очень высоких уровнях содержания Nb, превышающих примерно 0,06 мас.% Nb, температура остановки рекристаллизации T_{nr} может увеличиваться в интервале температур черновой прокатки, что может привести к недостаточному измельчению зерна при черновой прокатке. Однако остается вопрос, сколько Nb можно добавить, прежде чем вред перевесит преимущества. Эти недостатки при высоких уровнях Nb включают стоимость, нерастворенные частицы Nb, проблемы свариваемости, более высокие нагрузки прокатного стана и износ валков, а также уменьшение измельчения зерна, которое в противном случае могло бы произойти во время черновой прокатки полос. Измельчения зерна важно, поскольку крупнозернистая микроструктура часто приводит к провлам механических свойств при испытаниях.

Эксперименты по горячему сжатию с переменной деформацией и скоростью деформации могут быть проведены для разработки уравнений кинетики рекристаллизации деформированного аустенита в исследуемых сталях,

микролегированных ниобием. Кроме того, можно изучить влияние плоскодеформированного сжатия и других сложных режимов деформации на кинетику рекристаллизации.

Авторы работы [120] изложили требования к обработке, которые необходимо учитывать при разработке любой технологии производства стали в арктических условиях. Примеси, такие как неметаллические включения и газы, должны быть минимальными, чтобы избежать анизотропии механических свойств. Все формы включений должны быть устранены или максимально уменьшены их размеры. В качестве альтернативы они должны быть сделаны более шаровидными с использованием редкоземельных металлов. В конечном итоге это улучшит характеристики стали при низких температурах, статических и динамических нагрузках. Содержание легирующих элементов, таких как углерод и марганец, должно находиться в узких пределах, чтобы уменьшить нежелательные ликвации и улучшить свариваемость. Параметры термомеханической обработки (особенно температура прокатки и продолжительность нагрева) должны тщательно контролироваться для достижения надлежащей гомогенизации аустенита, растворения карбидов/карбонитридов, ограничения чрезмерного роста зерна и повышения деформируемости. Температура черновой обработки должна быть такой, чтобы свести к минимуму чрезмерное увеличение зерна во время рекристаллизации. Начальная и конечная температуры чистовой обработки, количество проходов и степень обжатия за один проход должны строго регулироваться, чтобы добиться обжатия по меньшей мере на 50% от общей толщины. Это необходимо для получения равномерно дисперсной структуры после охлаждения. Для стали с бейнитно-мартенситной структурой следует применять ограниченную холодную обработку аустенитных зерен. Прокатку следует прекращать при температуре не менее чем на 150–200°C ниже начала статической рекристаллизации. В определенных ситуациях после процесса прокатки может потребоваться прямая закалка и последующий отпуск. Для получения сталей с ферритно-бейнитной структурой субзерна должны образовываться в аустените ближе к конечным стадиям деформации прокатки, близким к A_3 . Структурные

дефекты в горячедеформированном аустените наследуются бейнитом, что увеличивает сопротивление хрупкому разрушению. Для стали с ферритно-перлитной структурой высокая плотность дислокаций используется для упрочнения феррита, когда процесс прокатки заканчивается в межкритическом диапазоне температур. Конечная температура охлаждения должна быть такой, чтобы предотвратить чрезмерное образование перлита или бейнита, свести к минимуму рост зерен и обеспечить структурное упрочнение.

Улучшение механических свойств после ТМКП связано с измельчением ферритного зерна. Как хорошо известно, каждая добавка легирующего элемента ведет себя по-своему: добавки Ti обеспечивают микроструктурное измельчение, ограничивая укрупнение зерен во время повторного нагрева, в то время как Nb способствует высокому значению плотности дислокаций в результате выделения карбидов, нитридов или карбонитридов ниобия в аустените (рисунок 1.15). Кроме того, Nb, который остается в растворе за счет осаждения карбидов / карбонитридов может впоследствии способствовать дисперсионному твердению либо во время, либо после фазового превращения.

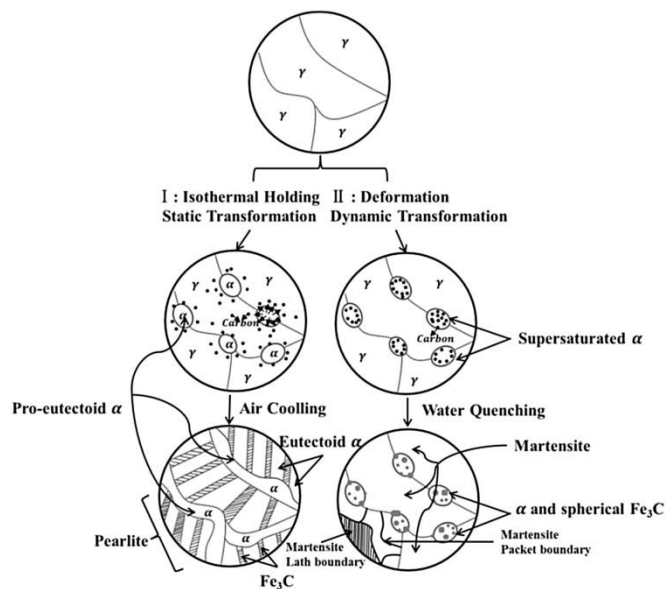


Рисунок 1.15 – Схематическое изображение превращения из аустенита:

I Статическое превращение; II Динамическое превращение [145]

Из-за потребности промышленности в производстве более прочных и тонких сталей в последние несколько лет была разработана новая технология, называемая сверхбыстрым охлаждением (UFC), для получения сталей с лучшими механическими свойствами.

С учетом проведенного нами анализа литературных источников [1-145] можно сформулировать схематически подход к формированию требуемого уровня прочностных свойств трубных сталей с учетом различных технологических процессов (рисунок 1.16), который необходимо учитывать при разработке новых сталей и процессов.



Рисунок 1.16 – Схема научного подхода к формированию требуемого уровня прочностных свойств трубных сталей

Проведенный нами анализ публикации, посвященный исследованию формирования структуры и свойств высокопрочных сталей для труб, содержат общую оценку воздействия систем контролируемого охлаждения после завершения прокатки.

При формовке труб малого и среднего диаметра (до 510 мм) с толщиной стенки 8-10 мм наблюдается значительный рост предела текучести в результате увеличения плотности дислокаций в металле под воздействием холодной

деформации. Для того, чтобы обеспечить соответствие механических свойств труб К55 требованиям стандарта API 5CT, необходимо обеспечить исходный низкий уровень предела текучести (не более 450МПа) в сочетании с достаточно высоким уровнем временного сопротивления (не менее 655МПа).

Кроме этого, необходимо обеспечить формирование микроструктуры характеризующейся пониженной полосчатостью, полосчатая структура, получаемая при завершении прокатки в γ - α области для обсадных труб не желательна. Для обеспечения формирования требуемой феррито-перлитной микроструктуры оптимальной технологией производства является прокатка с завершением в γ -области с контролируемым охлаждением. На этапе проведения лабораторного эксперимента планируется опробование двух вариантов технологии прокатки: горячая прокатка и прокатка по режимам близким к контролируемой прокатке. При этом следует отметить, что в соответствии с уравнением Холла-Петча снижение размера зерна приводит к увеличению предела текучести стали. Это свидетельствует о возможной нецелесообразности использования технологии контролируемой прокатки в ее классическом виде и использования для реализации этой технологии микролегирования карбонитридообразующими элементами V, Ti, Nb, вводимыми в сталь для ограничения роста зерна при нагреве и измельчения зерна во время прокатки. При выборе феррито-перлитной структуры в качестве целевой необходимо исследовать влияние режимов деформации и условий последеформационного охлаждения на размер зерна и свойства проката. Предлагается опробовать при лабораторных прокатках как горячую прокатку, так и контролируемую и сравнить полученные свойства полос.

В рамках данной работы ставится задача разработать новую марку стали, характеризующуюся низким уровнем легирования. При этом для достижения высокого уровня временного сопротивления стали необходимо повышение содержания углерода (более 0,25масс%). Кроме этого, для повышения прочности стали планируется опробовать вариант состава стали с повышенным содержанием Si, вводимым с целью твердорастворного упрочнения стали. Также для увеличения прочности благодаря дисперсионному упрочнению в рамках проведения

лабораторных экспериментов предусмотрено опробование введения в сталь карбонитридобразующих элементов V, Nb.

Целью диссертационной работы являлось установление закономерности изменения механических свойств электросварных труб в процессе их производства на основании анализа влияния химического состава, технологии прокатки на непрерывном широкополосном стане, микроструктурного состояния проката, а также воздействия на него пластических деформаций в процессе трубного передела для разработки сквозной технологии производства сварных труб группы прочности K55 по API 5CT.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Изучение влияния параметров технологии изготовления трубы на ТЭСА и возникающих пластических деформаций на изменение механических свойств стали и определение целевого уровня механических свойств проката для изготовления труб группы прочности K55;

2. Исследование влияния величины деформации на ТЭСА на изменение механических свойств стали. Разработка физической модели прогнозирования механических свойств в трубе;

3. Исследование влияния химического состава, режимов прокатки и охлаждения на НШПС для формирования микроструктуры и механических свойств стали для производства рулонного проката группы прочности K55 по API 5CT;

4. Разработка промышленной технологии проката и рекомендаций по изготовлению сварных труб группы прочности K55 по API 5CT.

Глава 2. Материалы и методы исследования

2.1 Материалы исследования

2.1.1 Производство электросварных труб и профилей

Заготовкой для производства электросварных прямошовных труб и профилей служит резаная лента (штрипс), получаемая продольной резкой горячекатаных рулонов из углеродистых и низколегированных марок сталей (таблица 2.1).

Таблица 2.1 – Требования к заготовке для производства электросварных прямошовных труб

Параметр	Требования к заготовке	
	Г/к рулон	Штрипс
Серповидность	не более 5 мм на каждые 1000 мм длины	
Заусенец	не более 10% от толщины	не более 4% от толщины
Телескопичность	макс. 35 мм (для рулонов шириной до 800 мм) макс. 70 мм (для рулонов шириной более 800 мм)	
Предельные отклонения по ширине	0; +30 мм	0; +1 мм

Современное формовочное и сварочное оборудование трубоэлектросварочных агрегатов (ТЭСА 42-168, ТЭСА 140-426) ПАО «Газпромтрубинвест» представлено на рисунке 2.1.

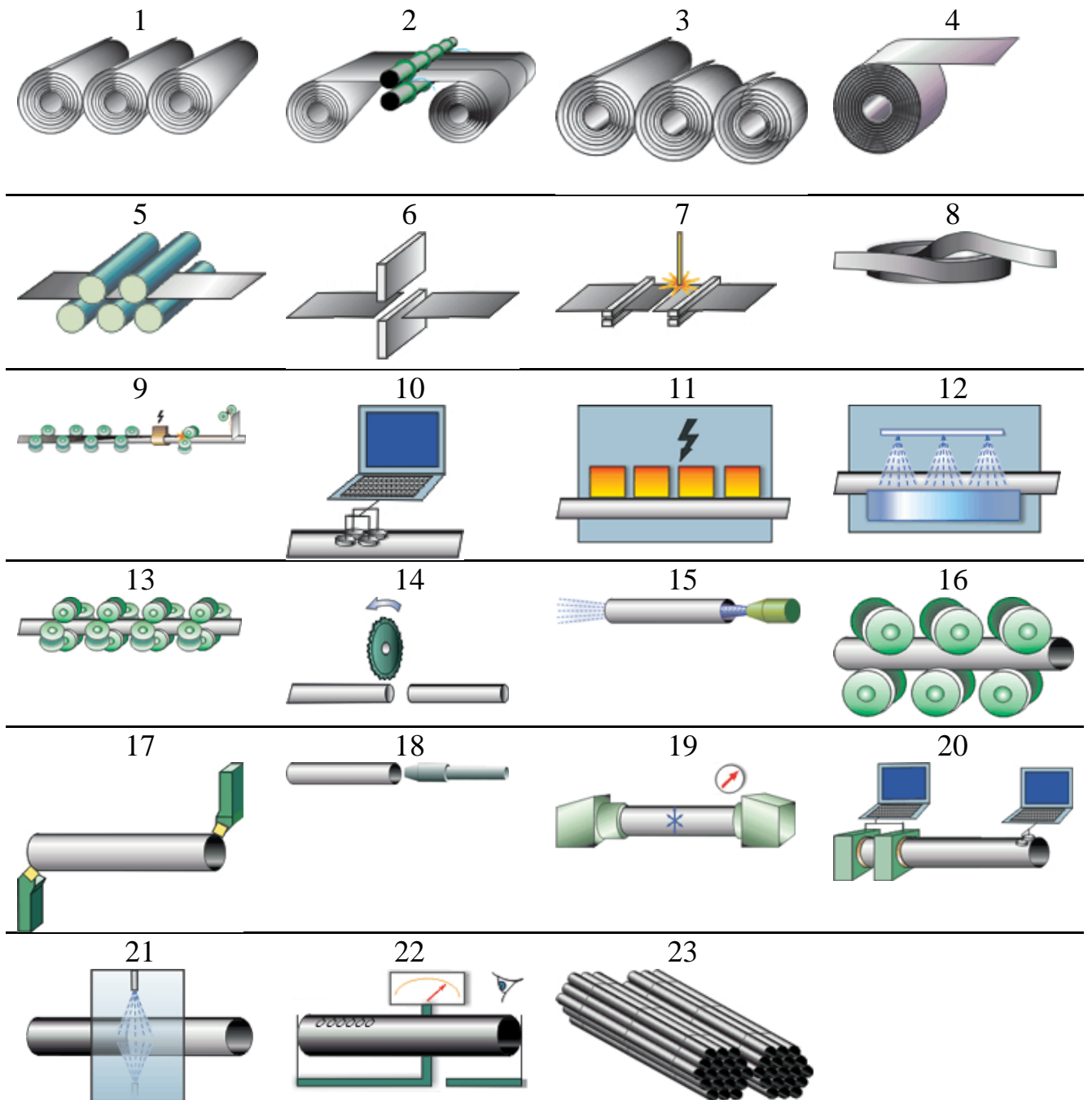


Рисунок 2.1 – Формовочное и сварочное оборудование
трубоэлектросварочных агрегатов (ТЭСА 42-168, ТЭСА 140-426) ПАО
«Газпромтрубинвест»

2.1.2 Экспериментальное оборудование

Изготовлению опытных образцов стали осуществляли в лабораторных условиях в ФГУП ЦНИИчермет, а прокатку на лабораторном стане ДУО 300 по

режиму контролируемой прокатки по одной деформационной схеме, с варьированием температуры конца прокатки и с последующим охлаждением на воздухе (рисунок 2.2).



Рисунок 2.2 – Лабораторный стан ДУО 300 ФГУП ЦНИИчермет

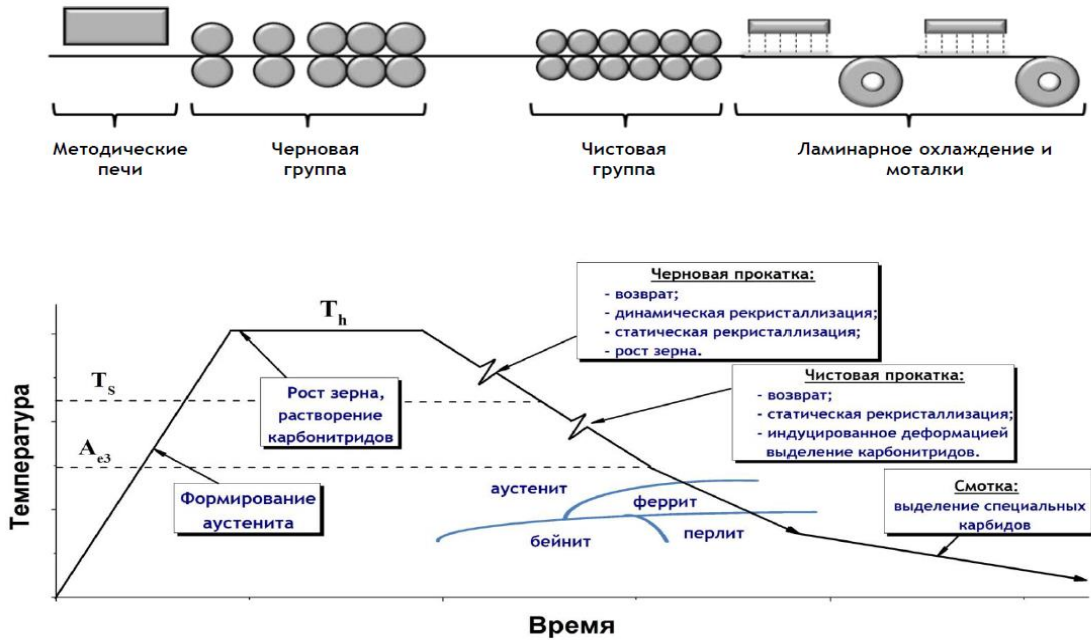
В заводских условиях использовали прокат, получаемый на Стане 2000 (Череповецкий Metallургический Комбинат). Дата пуска в эксплуатацию 30 апреля 1975 года. Проектная производительность стана 6000000 тонн/год. Общая длина стана 984 метра. Исходным продуктом является сляб конвертерного и электросталеплавильного цехов. Производство горячекатанной полосы и прокатного отделения показано на рисунке 2.3. Параметры исходного продукта приведены в таблице 2.2.

Участок нагревательных печей. Четыре нагревательные печи, с шагающими балками, с двухсторонним подогревом металла, с торцевым посадом и выдачей, и с температурой нагрева металла до 1320°C. Производительность печей – 400 тонн/час. Основное топливо – природный газ.

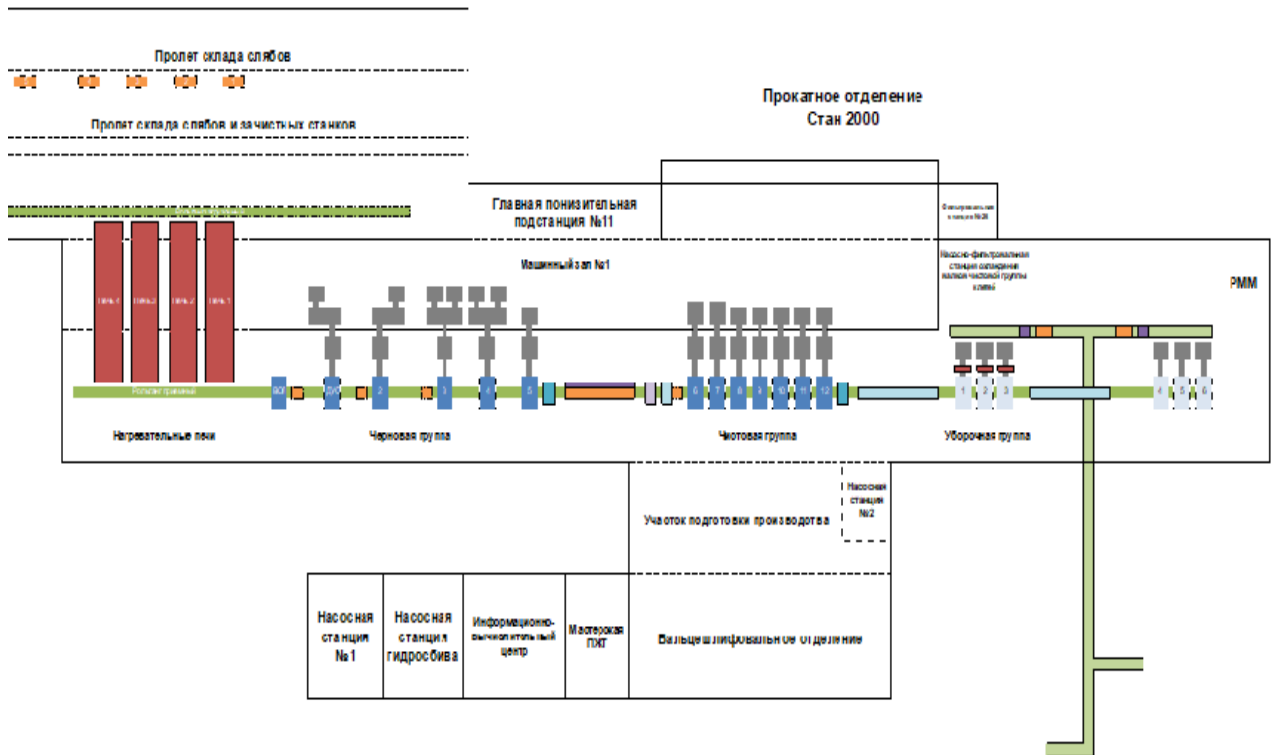
Участок черновой группы клетей. Служит для производства подката из нагретого сляба для чистовой группы клетей. Состоит из четырех универсальных клетей, клетки ДУО и вертикального окалиноломателя. В линии группы находятся три гидросбива для удаления поверхностной окалины под давление 150 атм. Величина бокового обжатия находится в пределах от 30 до 80 мм. Для

низкоуглеродистого металла шириной до 1450 мм допускается максимальное обжатие 100 мм.

Производство плоского проката Производство горячекатаной полосы – стан 2000 ЧерМК



(a)



(б)

Рисунок 2.3 – Схема производства проката (а) и прокатное отделение (б)

Таблица 2.2 – Параметры исходного продукта получаемого на стане 2000

Параметр исходного продукта	Значение
Максимальная длина сляба	10,3 метра
Минимальная длина сляба	4,5 метра
Максимальная ширина сляба	1850 мм
Минимальная ширина сляба	950 мм
Максимальная толщина сляба (для прокатки в один раз)	275 мм
Минимальная толщина сляба	150 мм
Максимальная масса слябов	36 тонн
Минимальная масса слябов	4 тонн

Участок чистовой группы клетей. Исходной заготовкой служит раскат после черновой группы клетей, на которой обрезаются концевые участки на летучих ножницах. Перед чистовой группой установлен гидросбив для удаления окалины с поверхности подката. Чистовая группа состоит из семи клетей кварто, с гидронажимными устройствами на последних четырех клетях и электромеханическими нажимными устройствами на первых трех клетях. Настройка чистовой группы происходит под управлением машины верхнего уровня. При прокатке фиксируются температуры прокатки металла, режимы обжатый, геометрические параметры полосы.

Уборочная группа. Уборочная группа состоит из двух групп для смотки тонкого металла (до 16,0 мм) и толстого металла (до 25,0 мм). Перед смоткой полоса проходит участок ускоренного охлаждения для получения требуемых механических свойств. После смотки рулоны проходят «обвязку» и «провеску», после чего поступают по конвейеру в отделение отделки листа или цех холодного проката. После прокатки на стане 2000 рулоны поступают по конвейеру в

отделение отделки листа на порезку и упаковку. ООЛ оснащено агрегатами продольной резки (для порезки на полосы) и агрегатами поперечной резки (для порезки на листы).

2.2 Методика выполнения исследования

2.2.1 Определение химического состава стали

Заводская аналитическая лаборатория имеет возможности по определению химического состава материалов металлургического производства. Эмиссионный спектрометр Spectrolab M12 позволяет анализировать сталь, медные и никелевые сплавы на следующие элементы: Al, C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Cu, Ti, V, Mo, W, Ca, As, Sn, Pb, B, Nb, Ce, Sb, Bi, Co, Zr, N (рисунок 2.4, а).

Для определения C, S, N, O, H в стали и других материалах используются анализаторы ELTRA CS-800 (рисунок 2.4,б), а также на приборах CS-2000, ON-900, OH-900, LECO TC-400. Диапазон по элементам C: от 0,0004 до 30% C; S: от 0,0004 до 2% S; N: от 0,0005 до 0,5%; O: от 0,0005 до 1%; H: от 0,00005 до 0,001%.

Определение химического состава низколегированной стали (C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Cu, Ti, V, Mo, Al, Nb, B, As, N, Ca) на оптическом эмиссионный спектрометр ARL 4460 (рисунок 2.4,в).



а



б



в

Рисунок 2.4 – Лабораторное оборудование:

а - Эмиссионный спектрометр Spectrolab M12; б - Анализатор ELTRA CS-800; в - Оптический эмиссионный спектрометр ARL 4460

2.2.2 Подготовка исследуемых образцов для металлографических исследований

В металлографической лаборатории ПАО «Северсталь» используются: металлографические микроскопы LEICA с анализатором изображения ВидеоТест «Металл», стереомикроскоп LEICA с программным обеспечением ВидеоТест «Размер», автоматический твердомер Виккерса Emcotest, твердомеры Роквелла и Бринелля Wilson Wolpert, термическая печь, оборудодование для пробоподготовки.

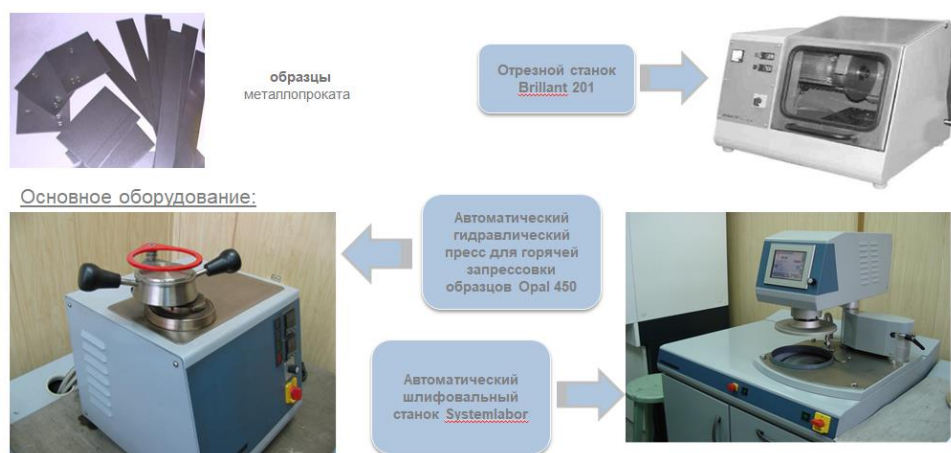
Изучение микроструктуры проводили на металлографическом комплексе «Thixomet» (рисунок 2.5) на базе инвертированного микроскопа Axio Observer (Zeiss) позволяет в автоматизированном режиме проводить оценку всех структурных компонентов стали в соответствии с российскими стандартами, с увеличением от 50 до 1000 раз. Общий комплект пробоподготовки образцов, технологии подготовки и сами образцы показаны на рисунке 2.6.

Для изучения структуры при большем увеличении использовался растровый электронный микроскоп (рисунок 2.7). Растровый электронный микроскоп LEO 1455 применяется в настоящее время для решения следующих прикладных задач: получение изображения рельефа поверхности, получение изображения микроструктуры образца, поиск дефектов образца (неметаллические включения, трещины и т.д), с помощью приставки INCA Energy – проведение качественного и количественного микроанализа образца (определение хим. состава: в точке, с поверхности) построение карт распределения элементов, позволяющих просматривать распределение элементов по отдельной области, выявление областей одинакового состава (построение фазовых карт).



Рисунок 2.5 – Металлографический комплекс «Thixomet» на базе инвертированного микроскопа Axio Observer (Zeiss)

С целью определения критических точек фазовых превращений в малоуглеродистых штрипсовых марках стали и определение режимов нагрева сляба, диапазона контролируемой прокатки и режимов последующей термообработки используется дилатометр DIL 402 PC (рисунок 2.7, б, 2.8). Для определения фазового состава сталей, определение распределения размеров субмикро- и наночастиц в структуре стали использовали рентгеновский дифрактометр Rigaku Ultima IV с высокотемпературной, текстурной приставкой малоуглового рассеяния рентгеновских лучей (рисунок 2.9).



а

Пробоподготовка

Травление

Металлографическая оценка



Шлифовально-полировальный станок phoenix 4000



Микроскоп Leica DM15000



б

в

Рисунок 2.6 – Оборудование пробо подготовки (а), технология подготовки образцов (б) и типичные изображения образца после прессования в прессе (в)



а



б



в

Рисунок 2.7 – Исследовательское оборудование:

а - Растровый электронный микроскоп LEO 1455; б - Дилатометр DIL 402 PC; в - форма образца: преимущественно квадратной или цилиндрической формы. Длина образца – до 25 мм, макс.Ø 8 мм

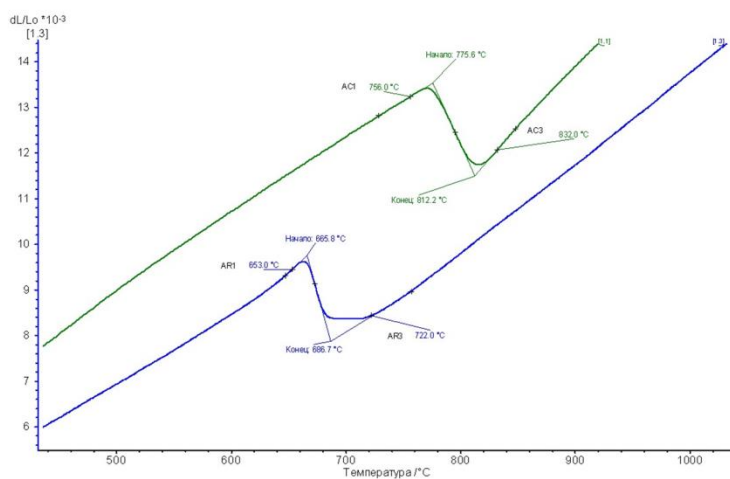


Рисунок 2.8 – Проведение анализа на дилатометре DIL 402 PC.
Характер изменения удлинения стали марки 40X.



Рисунок 2.9 – Рентгеновский дифрактометр Rigaku Ultima IV

2.2.3 Определение механических свойств

В лаборатории механических испытаний ПАО «Северсталь» проводят следующие испытания: испытание на растяжение при комнатной и повышенной температурах (Рисунок 2.10,а), испытание на холодный изгиб, испытание на ударный изгиб при комнатной и отрицательной температурах (рисунок 2.10,б), испытание по определению твердости по Бринеллю (рисунок 2.11), Роквеллу, Виккерсу, испытание по методу Эриксона, испытание на изгиб, испытание падающим грузом, испытание на холодную осадку, испытание на излом, испытание на сплющивание, испытание на раздачу, определение ВН – эффекта, определение магнитных свойств электротехнической стали, проведение термообработки образцов металлопроката.



а

б

Рисунок 2.10 – Испытательные машины ф. ZWICK:

а - используются для проведения испытаний на растяжение г/к, х/к, сортового, оцинкованного проката в толщинах 0,4 – 50,0мм; б - маятниковые копры, используются для проведения испытаний на ударный изгиб при комнатной, отрицательной и повышенных температурах

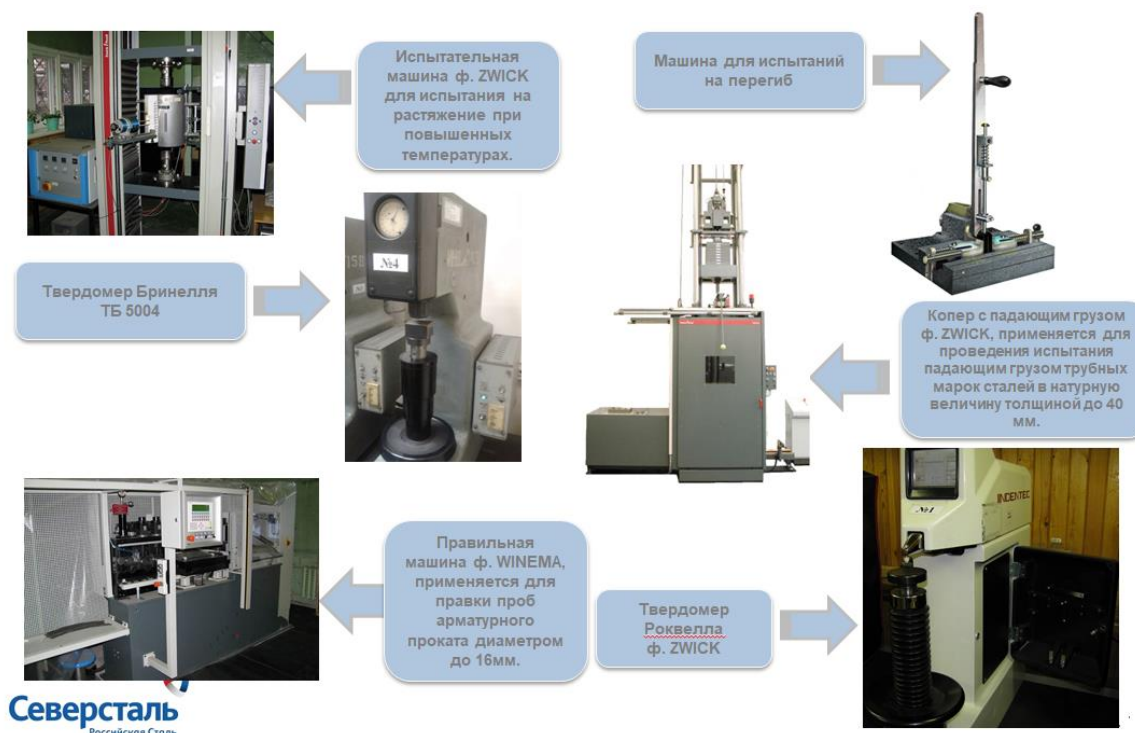


Рисунок 2.11 – Испытательное оборудование в лаборатории механических испытаний

2.3 Моделирование химического состава с прогнозируемым уровнем механических свойств

2.3.1 Расчет прогнозируемого уровня механических свойств разрабатываемой стали

В рамках данной работы ставится задача разработать новую марку стали, характеризующуюся низким уровнем легирования. При этом для достижения высокого уровня временного сопротивления стали необходимо повышение содержания углерода (более 0,25масс%). Кроме этого, для повышения прочности стали планируется опробовать вариант состава стали с повышенным содержанием Si, вводимым с целью твердорастворного упрочнения стали. Также для увеличения прочности благодаря дисперсионному упрочнению в рамках проведения лабораторных экспериментов предусмотрено опробование введения в сталь карбонитридобразующих элементов V, Nb.

Требования к механическим свойствам при испытании на растяжение:
 $\sigma_T=379-552$ МПа, $\sigma_B \geq 655$ МПа, минимальное относительное удлинение не менее $e \geq 19\%$.

Расчет предела текучести по представленной формуле является затруднительным, что обусловлено многофакторностью механизмов упрочнения и особенностями технологического процесса изготовления проката на конкретном оборудовании. Поэтому для прогнозирования величин прочностных характеристик проката используют модели, полученные с помощью регрессионного анализа результатов испытаний промышленных листов, учитывающие химический состав, режимы обработки, размеры листов, механические свойства и т.д.

Ниже представлены некоторые уравнения, взятые из литературных данных, позволяющие предварительно определить предел текучести и временное сопротивление проката:

- формула, учитывающая влияние массовой доли химических элементов и толщину листа.

Зависимость была получена на листах толщиной 8-14 мм, обработанных по режимам контролируемой прокатки с последующим охлаждением на воздухе в условиях стана 2800 ОАО «Северсталь»[1-3]:

$$\sigma_s = 341 + 626 \cdot \%C + 48,8 \cdot \%Si + 104,6 \cdot \%Mn + 151,6 \cdot \%Cr + 628,5 \cdot \%Mo + 264 \cdot \%V + 516 \cdot \%Nb - 4,67 \cdot h \quad (2.1)$$

- уравнения позволяющие учесть влияние температур окончания прокатки и температуры скотки, толщины полосы и содержание углерода [1-3]. Зависимости были получены на рулонном прокате из стали типа СтЗсп в условиях ЛПЦ-3 НЛМК:

$$\sigma_s = 661,6 - 0,448 \cdot T_{кп} - 0,00615 \cdot h \cdot T_{см} + 2,47 \cdot T_{кп} \cdot \%C - 1,676 \cdot T_{см} \cdot \%C \quad (R^2 = 0,82) \quad (2.2)$$

$$\sigma_m = 2140 - 3,88 \cdot 10^5 / T_{см} - 1,73 \cdot T_{см} - 11,19h - 1132,36/h + 4050,8 \cdot \%C/h \quad (R^2 = 0,739) \quad (2.3)$$

- формула, учитывающая влияние массовой доли марганца, кремния и ниобия для листов, изготовленных контролируемой прокаткой с последующим ускоренным охлаждением [1-3]:

$$\sigma_m = 350,7 + 42,2 \cdot \%Mn + 51,3 \cdot \%Si + 3098 \cdot \%Nb \quad (2.4)$$

С целью проверки адекватности значений, получаемых при расчете по представленным выше формулам, провели их сравнительный анализ с фактическими результатами механических испытаний листов из стали 22ГЮ (пл. №355924), изготовленных на стане 2000 ПАО “Северсталь”.

В таблицах 2.3 и 2.4 представлен химический состав, режимы контролируемой прокатки и механические свойства листов.

В таблице 2.5 представлены расчетные значения прочностных характеристик листов из стали 22ГЮ.

Таблица 2.3 – Химический состав стали 22ГЮ (пл. №355924), массовая доля элементов, %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Mo	V	Nb	Ti
0,23	0,47	1,46	0,011	0,003	0,16	0,1	0,18	0,04	0,007	0,05	0,056	0,023	0,006

Таблица 2.4 – Режимы ТМО и прочностные характеристики листов из стали 22ГЮ

Место отбора пробы	T _{кп} , °C	T _{см} , °C	σ _в , МПа	σ _т , МПа
Рулон 2 виток	820	635	690	520
Рулон при задаче на АПР Конец 42м			700	500
Рулон при задаче на АПР Конец 40м			740	510
Рулон при задаче на АПР Конец 43м			680	470
Средние значения			702,5	500

Таблица 2.5 – Расчетные значения прочностных характеристик листов из стали 22ГЮ

Характеристика	№ формулы	Значение, МПа
σ_B	3	696
σ_B	4	476
σ_T	5	298
σ_T	6	508

Из сопоставления фактических значений прочностных свойств проката из стали 22ГЮ с расчетными, представленными в таблице 2.5 видно, что регрессионные модели по расчету временного сопротивления (формула 2.1) и предела текучести (формула 2.3) показали наиболее близкие значения к фактическим результатам и могут быть использованы для предварительного прогнозирования прочностных свойств рулонного проката.

2.3.2 Разработка требований к целевой микроструктуре и технологии производства рулонного проката для труб группы прочности K55

Феррито-перлитная структура, по сути, также двухфазная, и состоит из относительно прочного перлита (200-250 НВ) и мягкого феррита. Для получения достаточного уровня временного сопротивления необходима большая доля перлита, которая находится в линейной зависимости от содержания углерода. Согласно уравнению Холла–Петча, величина предела текучести определяется суммарным вкладом различных факторов.

Кроме этого, необходимо обеспечить формирование микроструктуры характеризующейся пониженной полосчатостью, полосчатая структура, получаемая при завершении прокатки в γ - α области для обсадных труб нежелательна. Для обеспечения формирования требуемой феррито-перлитной микроструктуры

оптимальной технологией производства является прокатка с завершением в γ -области с контролируемым ускоренным охлаждением.

На этапе проведения лабораторного эксперимента планируется опробование двух вариантов технологии прокатки: горячая прокатка и прокатка по режимам близким к контролируемой прокатке. При этом следует отметить, что в соответствии с уравнением Холла-Петча снижение размера зерна приводит к увеличению предела текучести стали. Это свидетельствует о возможной нецелесообразности использования технологии контролируемой прокатки в ее классическом виде и использования для реализации этой технологии микролегирования карбонитридообразующими элементами V, Nb, вводимыми в сталь для ограничения роста зерна при нагреве и измельчения зерна во время прокатки. При выборе феррито-перлитной структуры в качестве целевой необходимо исследовать влияние режимов деформации и условий последеформационного охлаждения на размер зерна и свойства проката. Предлагается опробовать при лабораторных прокатках как горячую прокатку, так и контролируемую и сравнить полученные свойства полос.

На основании вышеизложенного для проведения предварительных расчетов предполагаемого уровня прочности были составлены 75 вариантов химического состава стали, разделенные по принципу легирования на 5 групп: вариант легирования с «низким» содержанием кремния (0,35 масс%); с «высоким» содержанием кремния (0,45 масс%); с «высоким» содержанием кремния и микролегированием V; с «высоким» содержанием кремния и микролегированием Nb; с «высоким» содержанием кремния и микролегированием совместно Nb и V.

В каждой группе при фиксированном значении содержания Si, Nb, V варьируется содержание углерода от 0,25 до 0,33 масс% и марганца в пределах 1,0-1,4масс% и их соотношение. Для всех указанных вариантов химического состава разрабатываемой стали с использованием уравнений регрессионных моделей представленных выше (см. формулы 2.3 и 2.6) произведен расчет прогнозируемых значений временного сопротивления и предела текучести стали. Расчет проводился для толщины проката 8 мм. Кроме этого, для каждого состава было определено значение Ar₃. Результаты расчета по формулам представлены в [146-147].

В результате анализа полученных результатов расчета для дальнейших расчетов с использованием модели для стана 2000 ПАО «Северсталь», было отобрано 18 вариантов композиций составов стали. Эти составы, а также результаты расчетов представлены в [146-147].

Применение технологии горячей прокатки с ускоренным охлаждением и низкой температурой смотки по данным предварительных расчетов приводит к значительному повышению прочностных показателей стали, так что для всех вариантов химического состава значения предела текучести и временного сопротивления оказываются выше требований [146]. При этом, по данным расчета в микроструктуре стали появляется значительная доля игольчатого феррита, реечного бейнита и остаточного аустенита. Искомая феррито-перлитная микроструктура прогнозируется при содержании марганца не более 1,0 масс%.

После анализа, полученных при расчетах данных, для проведения лабораторного эксперимента выбраны варианты химического состава стали для проведения лабораторных экспериментов [146].

2.4 Разработка плана лабораторных экспериментов исследования особенностей формирования микроструктуры и механических свойств металла по толщине в процессе производства трубной заготовки группы прочности К55

Для проверки возможности получения требуемого уровня свойств для разработанных вариантов химического состава и определения оптимальной структуры стали К55, обеспечивающей наиболее благоприятное сочетание прочностных свойств, вязкости, пластичности и хладостойкости была разработана схема эксперимента по изготовлению опытных образцов стали в лабораторных условиях в ФГУП ЦНИИчермет.

Эксперимент состоит из выплавки плавки массой 40 кг, с химическим составом в соответствии с таблицей 2.6 (на первом этапе эксперимента планируется выплавить сталь составов 2-4, по результатам эксперимента будет принято решение

о проведении выплавки стали состава 1 в лабораторной индукционной вакуумной печи ЭПК ФГУП ЦНИИчермет и прокатке полученных слитков на лабораторном стане 300 по режиму контролируемой прокатки по одной деформационной схеме, с варьированием температуры конца прокатки и с последующим охлаждением на воздухе. Имитация смотки в рулон будет осуществляться путем помещения прокатанных полос в нагретую до температуры смотки термическую печь и замедленном охлаждении образцов с печью в течении не менее чем 24 часов. Исходная толщина слитков составляет 80 мм, толщина прокатанных полос – 8,5-мм.

Таблица 2.6 – Химический состав стали для проведения лабораторных экспериментов

Вариант хим. состава	C	Mn	Si	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	N	Al	Ceq	Ar ₃ , °C	B _s , °C
1	0,27	1,2	0,45	0,002	0,002	0,04	0,04	0,06	0,002	0,005	0,008	0,03	0,49	726	645
2	0,29	1,2	0,45	0,002	0,002	0,04	0,04	0,06	0,002	0,005	0,008	0,03	0,51	720	639
3	0,29	1,0	0,45	0,002	0,05	0,04	0,04	0,06	0,002	0,005	0,008	0,03	0,48	736	657
4	0,27	1,2	0,45	0,002	0,05	0,04	0,04	0,06	0,002	0,005	0,008	0,03	0,50	726	645

Для получения целевой феррито-перлитной структуры необходимо заканчивать прокатку при температурах выше A_{r3} (т.е выше 720-740°C для выбранных составов сталей типа К55), охлаждать прокатанные полосы на воздухе и проводить имитацию смотки выше температуры начала бейнитного превращения (около 640-660°C) для предотвращения формирования структур промежуточного превращения.

Схема эксперимента на стане 300 приведена на рисунках 2.12 и 2.13.

Разработанный режим деформации приведен в таблице 2.7, заданные температурные режимы прокатки приведены в таблице 2.8.

В ходе работы были реализованы два варианта технологии прокатки полос: близкая к контролируемой прокатке без ускоренного охлаждения и горячая прокатка с ускоренным охлаждением и температурой смотки 600°C.

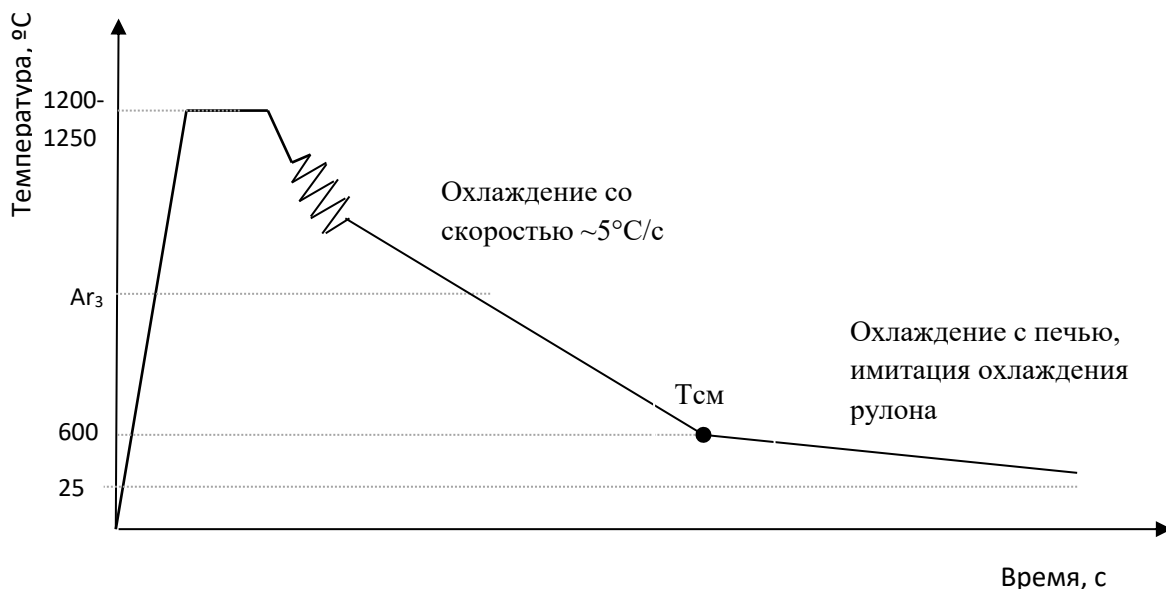


Рисунок 2.12 – Схема проведения эксперимента на стане ДУО 300. Имитация ГП.

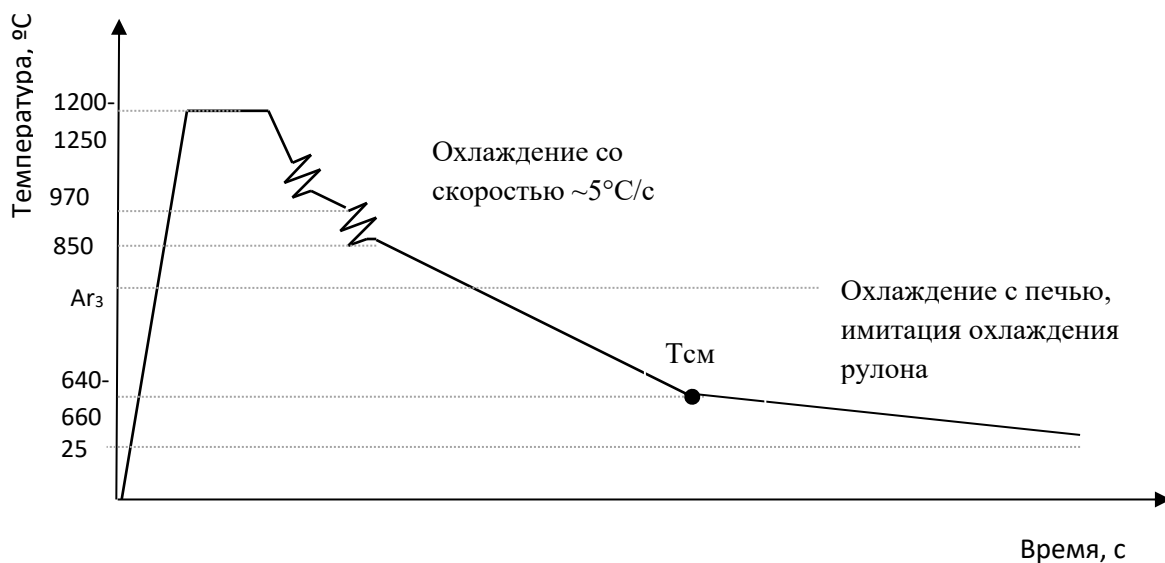


Рисунок 2.13 – Схема проведения эксперимента на стане ДУО 300. Имитация КП

После проведения опытных прокаток от каждой полосы будут отобраны образцы для проведения испытаний на растяжения (образцы отбираются вдоль направления прокатки), и сериальные испытания на ударный изгиб для

исследования хладостойкости. Будет проведено исследование микроструктуры и исследование кинетики фазовых превращений стали.

Таблица 2.7 – Заданные режимы деформации опытных образцов стали К55

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %
1	80	77	~
2	77	60	22,1
3	60	47	21,7
4	47	37	21,3
5	37	29	21,6
6	29	23	20,7
7	23	18	21,7
8	18	14	22,2
9	14	11	21,4
10	11	8,5	22,7

Таблица 2.8 – Заданные температурные режимы прокатки образцов стали К55

№ Плавки	№ раската-режима	T _{нагрева} , °C	Черновая стадия прокатки		Чистовая стадия прокатки		Ускоренное охлаждения		Скорость охл, °C/сек
			T _н , °C	T _к , °C	T _н , °C	T _к , °C	T _н , °C	T _к , °C	
1	1	1200	≥1000	факт	950	850	Без УО	640-660	Без УО
	2		≥1000	факт	факт	910	900	600	
2	1	1200	≥1000	факт	950	850	Без УО	640-660	Без УО
	2		≥1000	факт	факт	910	900	600	
3	1	1200	≥1000	факт	950	850	Без УО	640-660	Без УО
	2		≥1000	факт	факт	910	900	600	
4	1	1200	≥1000	факт	950	850	Без УО	640-660	Без УО
	2		≥1000	факт	факт	910	900	600	

Результаты проведения лабораторных плавов представлены в статье [123]. Представлены результаты эксперимента по физическому моделированию

технологии производства рулонного проката для труб класса прочности K55 по API SCT на лабораторном стане: горячей прокатки с ускоренным охлаждением и высокой температурой смотки. Проведена выплавка 4-х лабораторных плавок стали K55. Проведено исследование механических свойств опытных полос.

Сталь имеет следующий целевой состав (по основным элементам): 0,32%С; 0,5% Si; 1,05% Mn; 0,05% V. Рекомендовали основные технологические параметры: Нагрев до 1240-1260°C, температура за 5-й клетью 1060-1100°C, толщина подката 30-40 мм, температура перед 6-й клетью 950-970°C, температура конца прокатки 830-870°C, температура на 1-й группе моталок 650-680°C, температура смотки 620-640°C.

Результаты проведения экспериментов по выплавке и лабораторной прокатке представлены в [122].

Исследование кинетики фазовых превращений экспериментальной плавки рулонного проката класса прочности K55 для труб представлены в [146].

Выводы по главе 2

1. При применении технологий ГП+УО и КП с последующим охлаждением на воздухе формируется микроструктура с видимой полосчатостью, а в случае использования технологии КП+УО микроструктура полос достаточно равномерная за исключением полосы 569-3, что вероятно связано с более низкой температурой конца прокатки и выделением феррита до начала ускоренного охлаждения полосы.

2. Отмечено, что на $\frac{1}{2}$ толщины полосы структура полосы характеризуется большим размером зерна феррита. После применения технологии ГП+УО формируется структура, состоящая из полигонального и квазиполигонального феррита и достаточно большой доли углеродсодержащей фазы (что обусловлено высоким содержанием углерода в стали), которая вероятно состоит из перлита и вырожденного перлита.

3. Установлено, что корректировка режимов второй серии экспериментов прокатки экспериментальной стали в сторону увеличения температуры нагрева и снижения температуры смотки позволила несколько увеличить уровень

временного сопротивления, на полосе 569-6 после КП и смотки при 600°C получен уровень механических свойств для стали K55 согласно API 5CT.

4. Установлено, что повышение скорости охлаждения при прочих равных условиях приводит к измельчению зерна феррита, понижение температуры смотки также приводит к измельчению зерна феррита и к увеличению доли квазиполигонального феррита. При этом стоит отметить, что структура образца от полосы 569-6 отличается более крупным размером зерна по сравнению со структурой образца от полосы 568-6, что связано с более низкой скоростью охлаждения.

5. Показано, что микроструктура плавок экспериментальной стали, микролегированных ванадием (пл. 568 и 569) отличается меньшим размером зерна и отсутствием в структуре продуктов сдвигового превращения, что может быть связано с меньшим размером аустенитного зерна в этих плавках и, соответственно, меньшей устойчивостью аустенита, приведшей к его распаду при ускоренном охлаждении и выдержке по диффузионному механизму.

Глава 3. Разработка рекомендаций на производство опытной партии горячекатаного рулонного проката толщиной 8,0-10,0 мм из стали марки К55 по API 5СТ на ПАО «Северсталь»

Рекомендуемый химический состав стали представлен в таблице 3.1, параметры прокатки и ускоренного охлаждения полос – в таблице 3.2.

Таблица 3.1 – Рекомендуемый химический состав стали К55

Плавка	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	N	Al
min	0,31	1,00	0,45				0,040							0,02
max	0,33	1,15	0,55	0,005	0,010	0,002	0,06	0,04	0,04	0,06	0,04	0,002	0,006	0,05
Цель	0,32	1,05	0,50		-	-	0,050	-	-	-	-	-	-	0,035

Таблица 3.2 – Рекомендуемые технологические параметры производства полос из стали К55

Толщин а, мм	Температу ра нагрева	Температу ра за 5кл., °С	Толщин а подката , мм	Температу ра перед клетью №6, °С	Температур а конца прокатки, ° С	Температу ра на первой группе моталок, °С	Температу ра смотки, °С
8,00- 10,00	1240-1260	1060-1100	30-40	950-970	830-870	650-680	620-640

Анализ результатов лабораторных экспериментов во 2 главе показал, что оптимальным режимом производства полос стали К55 является контролируемая прокатка с ускоренным охлаждением (КП+УО). При проведении лабораторных экспериментов отмечено значительное положительное влияние двухступенчатого ускоренного охлаждения полос с относительно высокой скоростью охлаждения на первом участке. По этому, при составлении рекомендаций к технологическим параметрам предлагается регулировать скорость охлаждения на первом участке ламинарного охлаждения и соответственно температуру на первой группе моталок (см. таблицы 2.5, 2,6). По результатам лабораторных экспериментов оптимальным

режимом охлаждения являлся режим с высокой скоростью охлаждения (10-20°С/с) до 650°С и более низкой скоростью охлаждения (3-6°С/с) до температуры скотки равной 600°С. Однако, учитывая то, что в реальных условиях производства полос толщиной 8-10 мм из слябов толщиной 250 мм значительно выше степень измельчения структуры при проведении контролируемой прокатки, целесообразно опробование также и более высокой температуры скотки – 620-640°С.

3.1 Техническое сопровождение производства на ПАО «Северсталь» опытной партии рулонного проката группы прочности K55 по API 5CT

3.1.1 Выплавка стали группы прочности K55 по API 5CT

Выплавка стали производилась в соответствии с разработанными ранее рекомендациями к химическому составу стали группы прочности K55 по API 5CT (таблица 3.3).

Таблица 3.3 – Рекомендуемый химический состав стали K55

Плавка	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	N	Al
min	0,31	1,00	0,45				0,040							0,02
max	0,33	1,15	0,55	0,005	0,010	0,002	0,06	0,04	0,04	0,06	0,04	0,002	0,006	0,05
Цель	0,32	1,05	0,50		-	-	0,050	-	-	-	-	-	-	0,035

Выплавка стали 22ГЮ произведена в конвертерном цехе по технологическому регламенту, включающему:

- выплавку полупродукта в конверторе с раскислением и легированием металла в сталеразливочном ковше во время выпуска плавки;
- нагрев металла и шлака на установке «печь-ковш» (УПК);
- дегазацию, глубокое рафинирование и микролегирование на установке ковшевого вакуумирования стали (УВС);

- непрерывную разливку на штрипс сечением 250x1630 мм с защитой металла от вторичного окисления на участках: «стальковш-промковш» и «промковш-кристаллизатор».

1. Выплавка полупродукта в конвертере

В качестве металлошихты использованы десульфурированный жидкий чугун в количестве 320,6 т с температурой 1404 °С и средним содержанием серы 0,005%, а также металлолом в количестве 96,7 т. В качестве флюсующих материалов: - известь 21,9т, доломит и разжижающие шлак добавки (ФОМ). После присадки доломита (3064 кг) с кокса (511 кг) произведен раздув шлака предыдущей плавки. Затем в конвертер загрузили металлолом, и залили чугун. Продувка конвертерной ванны кислородом в количестве 20886 м³ составила 17 мин. и 43 сек. По ходу продувки ванны кислородом порционно всего было введено: извести 13980 кг., извести сублимированной (ИЗВСУБ) 5979 кг и алюминия (АЛКонц) 732 кг. После продувки кислородом содержание углерода в металле составило 0,053% , окисленность ванны 467 ppm, а температура металла 1641 °С. Химический состав металла перед выпуском плавки из конвертера (к-р) представлен в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Химический состав выплавляемой стали по стадиям обработки

Стадии обработки	Содержание химических элементов в металле, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N x 10 ⁻⁴	V x 10 ⁻³	Ca x 10 ⁻⁴
К - р	0,053	0,00	0,09	0,007	0,010	0,03	0,02	0,03	0,000	26	-	10
УПК	0,31	0,47	1,01	0,010	0,0013	0,03	0,02	0,03	0,033	46	45	20
МНЛЗ	0,310	0,48	1,02	0,010	0,0014	0,03	0,02	0,03	0,033	52	45	20

2. Выпуск плавки. Для отсечки конвертерного шлака перед выпуском произвели вставку в леточное отверстие металлический конус. Во время выпуска плавки введены в сталеразливочный ковш легирующие элементы с учетом достижения нижнего предела их содержания в стали. Количество вводимых

ферросплавов в кг на плавку: MN 95 – 3297; SiC -2490; Alвт – 700; известь -2512. Завершение выпуска осуществлено с подрывом струи на металле.

3. На установке «печь-ковш» (УПК) длительность обработки составила 1 час 24мин.16сек, в том числе на нагрев металла и расплавление шлакообразующей смеси 15мин. 20сек. За время обработки произведены операции диффузионного раскисления, десульфурации, микролегирования и доводки химического состава металла до заданного. Количество использованных материалов в кг.: Al(гранулированный) -118; карбид кремния SiC-857; SiMn-828; FeV80-200; FeCa-132; Al_{кат}- 114; C_{кокс} – 197. Температура металла по окончании обработки составила 1560°C. Во время обработки осуществлялась донная продувка металла аргоном с переменным расходом от 250 до 1700 л/мин. Химический состав металла по окончании операций на УПК представлен в таблице 3.4. Содержание водорода - 5,1 ppm.

4. Разливка плавки № 172069 стали 22ГЮ произведена на двухручьевой УНРС №1 через кристаллизаторы сечением 250x1630 мм. После подачи первых порций металла и его наполнения на $\frac{1}{4}$ емкости промковша, установили защитную трубу для ограничения контакта струи с атмосферой, а на участке «промковш-кристаллизатор» - нагретую воронку. Средняя скорость разливки составляла 0,68 м/мин. Температура металла в промковше составляла 1540 -1530°C и превышала температуру ликвидуса (1501°C) на 39 - 29°C.

При разливке металла мениск зеркала в кристаллизаторе покрывался шлакообразующей смесью (ШОС) с основностью 1,22 и содержанием углерода 7,04%. Время разливки плавки составило 1 час 26 мин. Всего отлито 12 слябов по 6 от каждого ручья. После разливки слябы охлаждались в штабелях не менее 48 часов в защищенном месте. После чего поверхность сляба была осмотрена и мелкие дефекты удалены огневой зачисткой.

Согласно результатам хим. анализа плавочный состав стали отличался от фактического, были получены слябы с содержанием углерода от 0,27 и до 0,31 масс.%. Содержание остальных элементов в составе плавки соответствовало рекомендуемым и не отличалось для всех слябов плавки №172069.

3.1.2 Техническое сопровождение производства опытной партии проката К55 толщиной 8,9 мм с расширенным контролем технологических параметров

В рамках первой опытной прокатки было произведено 4 полосы толщиной 8,9мм из слябов с содержанием углерода 0,30%. Фактический химический состав слябов представлен в таблице 3.5. Рекомендуемые режимы производства полос для опытной партии представлены в таблице 3.6. Фактические режимы прокатки и смотки полос представлены в таблице 3.7. Распределения температур конца прокатки и смотки по длине представлены на рисунках 3.1-3.4.

Таблица 3.5 – Химический состав рулонного проката партии №29346 (плавка №172069)

№ полосы	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	N	Al	Cэ
1	0,302	1,02	0,48	0,001	0,01	0,002	0,045	0,03	0,02	0,03	0,003	0,004	0,005	0,031	0,49
2	0,303	1,02	0,48	0,001	0,01	0,002	0,045	0,03	0,02	0,03	0,003	0,004	0,005	0,031	0,49
3	0,305	1,02	0,48	0,001	0,01	0,002	0,045	0,03	0,02	0,03	0,003	0,004	0,005	0,031	0,49
4	0,304	1,02	0,48	0,001	0,01	0,002	0,045	0,03	0,02	0,03	0,003	0,004	0,005	0,031	0,49

Таблица 3.6 – Рекомендуемые технологические параметры производства полос из стали К55

Толщина, мм	Температура нагрева	Температура за 5кл., °С	Толщина подката, мм	Температура перед клетью №6, °С	Температура конца прокатки, °С	Температура на первой группе моталок, °С	Температура смотки, °С
8,00-10,00	1240-1260	1060-1100	30-40	950-970	830-870	650-680	620-640

Таблица 3.7 – Режимы производства рулонного проката толщиной 8,9 мм первой опытной партии

№ по- лосы	Тн. черн, °С	Тк. черн, °С	Тн. чист, °С	Ткп, °С	Тсм1, °С	Тсм, °С	Тсм, 1 виток, °С	Тсм, 2 виток, °С	Тсм, 3 виток, °С
1	1069	1061	970	837	651	627	623	612	605
2	1059	1055	970	843	650	628	626	603	554
3	1078	1059	970	851	647	631	624	658	573
4	1111	1067	970	846	643	634	608	582	570

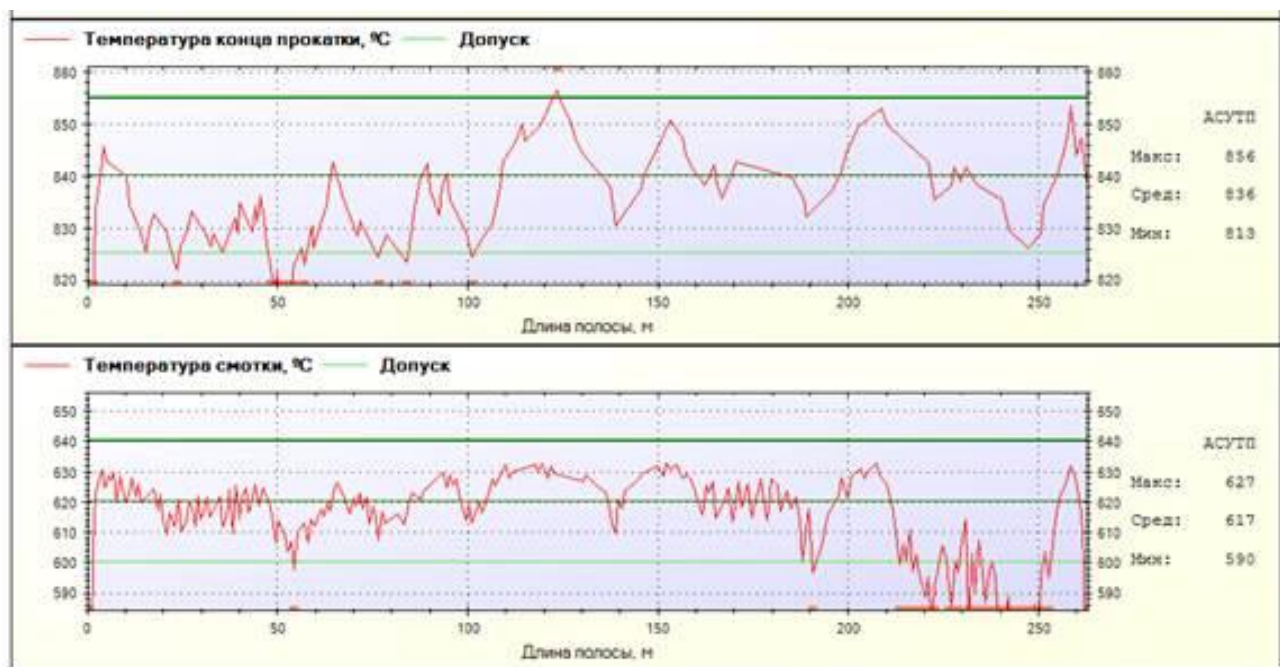


Рисунок 3.1 – Распределение температур конца прокатки и смотки по длине рулона № 1

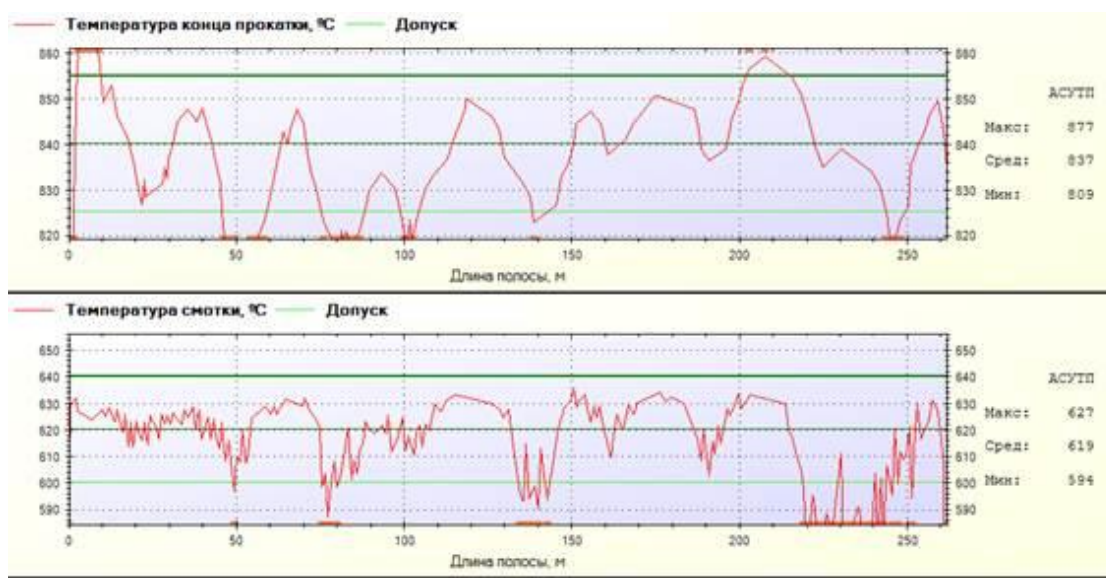


Рисунок 3.2 – Распределение температур конца прокатки и смотки по длине рулона № 2

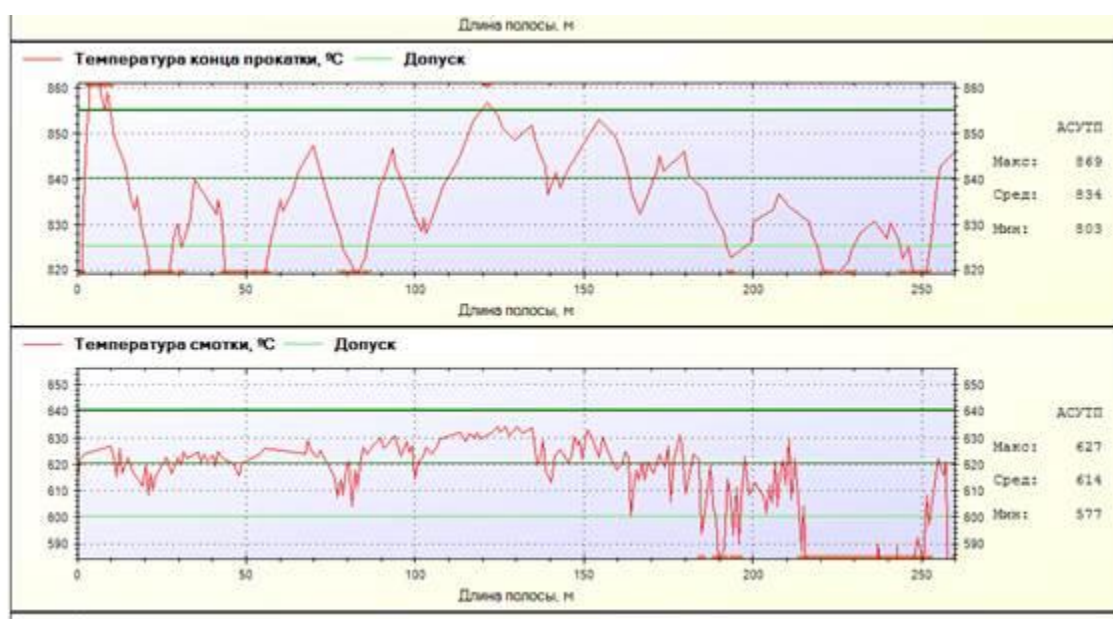


Рисунок 3.3 – Распределение температур конца прокатки и смотки по длине рулона № 3

Пробы для изготовления образцов и проведения механических испытаний были отобраны в направлении параллельном направлению прокатки от 1 и 3-го витков рулонов №1-2 и 1, 2 и 3-го витка рулонов №3-4. Результаты механических испытаний свойств рулонного проката (на продольных образцах) представлены в таблице 3.8.

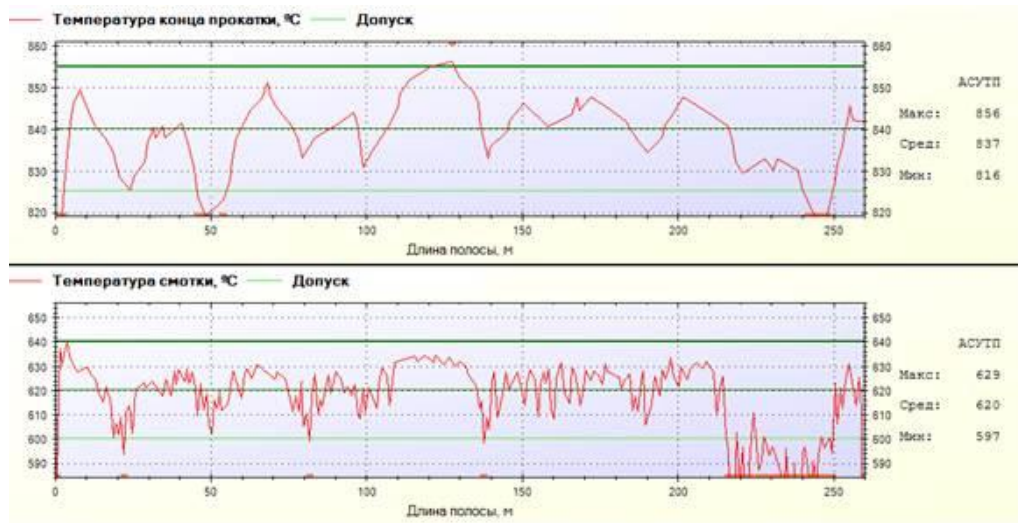


Рисунок 3.4 – Распределение температур конца прокатки и смотки по длине рулона № 4

Таблица 3.8 – Механические свойства рулонного проката

Партия	№ рулона	Место отбора (виток)	T _{см} , °C	σ _в , МПа	σ _т , МПа	δ ₅ , %	KV ⁺²⁰ , Дж	KV ⁺²⁰ _{ср} , Дж	изгиб
29346	1	3	620	680	460	28	<u>70, 72, 78</u>	62	Уд
29346	1	1	620	680	450	23	<u>62, 69, 77</u>	69	Уд
29346	2	1	621	690	460	25	<u>65, 70, 78</u>	71	Уд
29346	2	3	621	680	450	24	<u>58, 61, 65</u>	61	Уд
29346	3	2	622	690	460	22	<u>55, 64, 68</u>	62	Уд
29346	3	3	622	670	430	23	<u>59, 62, 68</u>	63	Уд
29346	3	1	622	680	445	24	<u>55, 59, 64</u>	59	Уд
29346	4	2	618	700	485	24	<u>66, 69, 73</u>	69	Уд
29346	4	3	618	690	495	25	<u>58, 64, 71</u>	64	Уд
29346	4	1	618	690	450	24	<u>58, 60, 77</u>	65	Уд
Требования API 5CT				≥655	552	≥19	≥27		
Дополнительные требования к рулонному прокату				≤700	≤450				

Из представленных данных видно, что механические свойства рулонного проката, полностью соответствуют требованиям API 5CT к стали группы прочности K55. Значения временного сопротивления для всех рулонов 1-ой опытной партии соответствовало как требованиям API 5CT, так и дополнительным требованиям, а значения предела текучести в ряде случаев было выше, чем 450МПа.

3.1.3 Исследование микроструктуры образцов от рулонов первой опытной прокатки

Образцы для исследования микроструктуры рулонного проката, произведенного в рамках 1-ой опытной прокатки, были отобраны от 3-го витка каждого рулона. Шлифы изготавливались в направлении параллельном направлению прокатки. Травление шлифов проводили в 2-4% растворе HNO_3 в этиловом спирте. Исследование микроструктуры методом оптической микроскопии проводили на $\frac{1}{4}$ и $\frac{1}{2}$ толщины образцов при увеличении $\times 400$. Характерный вид микроструктуры образцов от рулонов 1-ой опытной партии показан на рисунках 3.5-3.8. Микроструктура всех исследованных образцов предположительно является феррито-перлитной с высокой долей второй фазы (около 20-30%) что связано с высоким содержанием углерода в стали. Зерна феррита (в основном полигональной морфологии) имеют достаточно малый размер (средний размер зерна около 10 мкм).

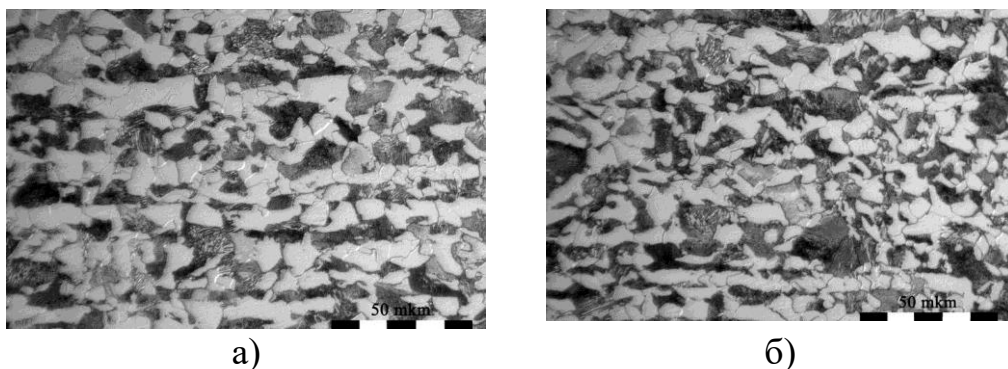


Рисунок 3.5 – Характерная микроструктура. Рулон № 29346-1, $\times 400$

а) $\frac{1}{4}$ толщины; б) $\frac{1}{2}$ толщины

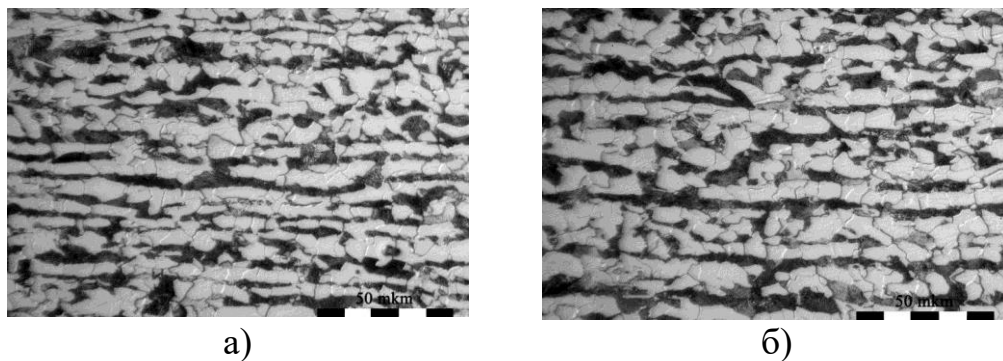


Рисунок 3.6 – Характерная микроструктура. Рулон № 29346-2, х400

а) $\frac{1}{4}$ толщины; б) $\frac{1}{2}$ толщины

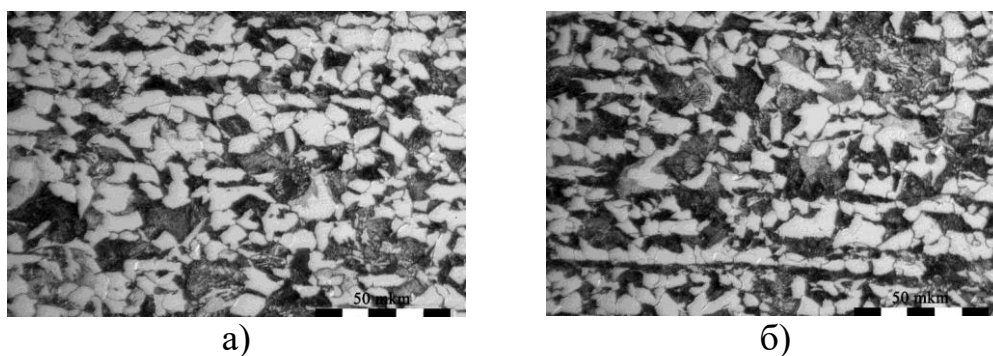


Рисунок 3.7 – Характерная микроструктура. Рулон № 29346-3, х400

а) $\frac{1}{4}$ толщины; б) $\frac{1}{2}$ толщины

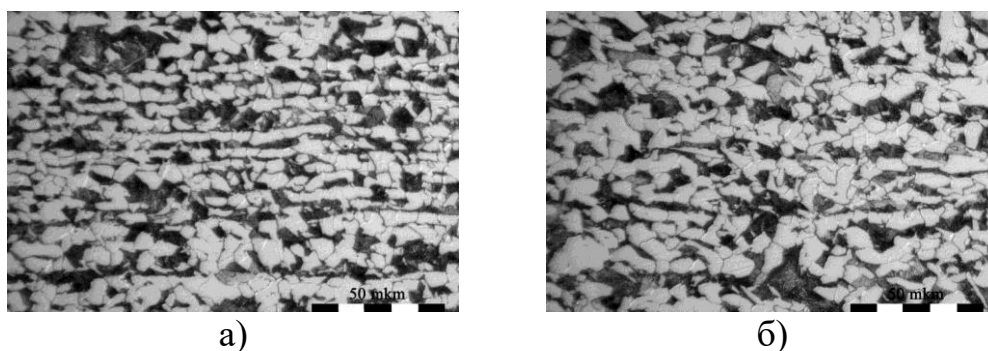


Рисунок 3.8 – Характерная микроструктура. Рулон № 29346-4, х400

а) $\frac{1}{4}$ толщины; б) $\frac{1}{2}$ толщины

Значимых отличий в микроструктуре исследуемых образцов выявлено не было, однако стоит отметить, что микроструктура образцов от рулонов №2 и №4 характеризуется более выраженной полосчатостью по сравнению со структурой образцов от рулонов №1 и №3.

С целью уточнения морфологии второй фазы, провели исследование микроструктуры образцов методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Подготовку шлифов для исследования проводили по той же методике, что и для исследования методом оптической микроскопии (описано выше). Исследование проводили на $\frac{1}{4}$ толщины образцов. Характерный вид микроструктуры на примере образца от рулона №3 показан на рисунке 3.9,а.

В результате проведения исследования подтверждено предположение о том, что вторая фаза представляет собой перлит. На рисунке 3.9,б,в представлены полученные при СЭМ изображения (увеличение $\times 3000$ и $\times 5000$), которые показывают, что в пределах одной перлитной области существует несколько перлитных колоний, что связано с применением ускоренного охлаждения проката.

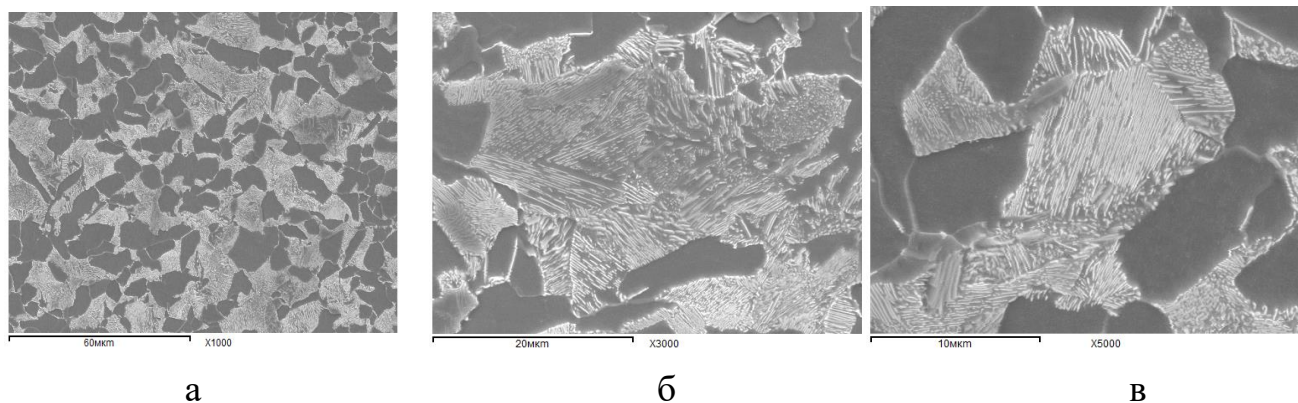


Рисунок 3.9 — Характерный вид микроструктуры образца от рулона №3 партии № 29346. СЭМ, $\times 1000$

3.1.4 Анализ влияния трубного передела на уровень механических свойств стали группы прочности K55 по API 5CT

Рулонный прокат партии №29346 был отправлен на ОАО ГПТИ, где был порезан вдоль на штрипсы, из которых изготовили трубы диаметром 168,28мм. Уровень механических свойств основного металла труб определяли при испытаниях образцов, располагавшихся в продольном направлении относительно продольной оси трубы. Результаты механических испытаний основного металла

труб и сварного соединения труб $\varnothing 168,28 \times 8,94$ мм (плавка А172069) представлены в таблице 3.9.

Таблица 3.9 – Результаты механических испытаний труб $\varnothing 168,28 \times 8,94$ мм

№ партии /№ рулона/ № штрипса	Маркировка образца	Основной металл			Сварное соединение
		σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	σ_B , МПа
20801/ 29346-3/2	первая труба (В.В. рулона)	663	570	29	670
	средняя труба (середина рулона)	668	577	32	660
	последняя труба (Н.В. рулона)	707	591	30	680
3-й виток рулона		670	430	23	
20802/ 29346-2/11	первая труба (В.В. рулона)	673	580	29	670
	средняя труба (середина рулона)	677	574	29	670
	последняя труба (Н.В. рулона)	711	608	29	680
3-й виток рулона		680	450	24	
20803/ 29346-4/8	первая труба (В.В. рулона)	706	602	29	670
	средняя труба (середина рулона)	685	592	29	650
	последняя труба (Н.В. рулона)	709	605	30	690
3-й виток рулона		690	495	25	
20804/ 29346-1/5	первая труба (В.В. рулона)	692	594	29	660
	средняя труба (середина рулона)	682	586	29	660
	последняя труба (Н.В. рулона)	711	633	28	680
3-й виток рулона		680	460	28	
Требования по ГОСТ Р53366-09 для группы прочности K55		≥ 655	379- 552	≥ 17	≥ 655
Требования API 5CT		≥ 655	379- 552	≥ 19	

По данным ОАО «ГПТИ» трубы успешно прошли испытания на смятие.

Из представленных данных видно, что для всех исследованных труб временное сопротивление основного металла и сварного соединения соответствует требованиям ГОСТ Р53366-09 и API 5CT (за исключением средней трубы изготовленной из рулона №4, временное сопротивление сварного соединения которой 650МПа при минимальном допустимом значении 655МПа). Основным металлом всех труб, изготовленных из полосы опытных партий, имеют хорошие пластические свойства – значения относительного удлинения (δ_5) не ниже 29%. Однако уровень предела текучести металла труб оказался выше максимального уровня требований для всех исследуемых труб. В результате трубного передела предел текучести основного металла труб увеличился по сравнению с полученными результатами механических испытаний для 3-х витков рулона в среднем на 130-160МПа.

При этом значение временного сопротивления труб увеличивалось не более чем на 19-37МПа для труб произведенных из наружных витков рулонов. Для труб произведенных из внутренних витков и середины рулонов №2 и №3 отмечено небольшое снижение временного сопротивления (на 2-7МПа) по сравнению с результатами испытаний 3-го витка рулонного проката. Однако стоит отметить, что указанное снижение может быть связано не только с влиянием трубного передела, но и с неравномерностью распределения свойств по длине полосы. Значительное увеличение предела текучести металла труб вызвано деформационным упрочнением в результате формовки труб, что связано с высоким коэффициентом формовки t/D для труб малого диаметра ($t/D=0.053$). Относительное удлинение после трубного передела увеличивалось в среднем на 0-7%.

Анализ изменения предела текучести в результате трубного передела при производстве труб диаметром 168,28 мм и толщиной стенки 8,9 мм (рисунок 3.10) показал, что для обеспечения требуемого API 5CT для группы прочности K55 уровня предела текучести основного металла трубы, предел текучести рулонного проката должен быть менее 410МПа.

На основании того, что трубы были изготовлены из участков соответствующих наружным виткам, середине и внутренним виткам рулонов, провели анализ равномерности распределения прочностных свойств по длине полосы. Значения временного сопротивления и предела текучести основного металла труб и результаты испытаний рулонного проката (3-й виток) наглядно показаны на рисунках 3.11-3.14.

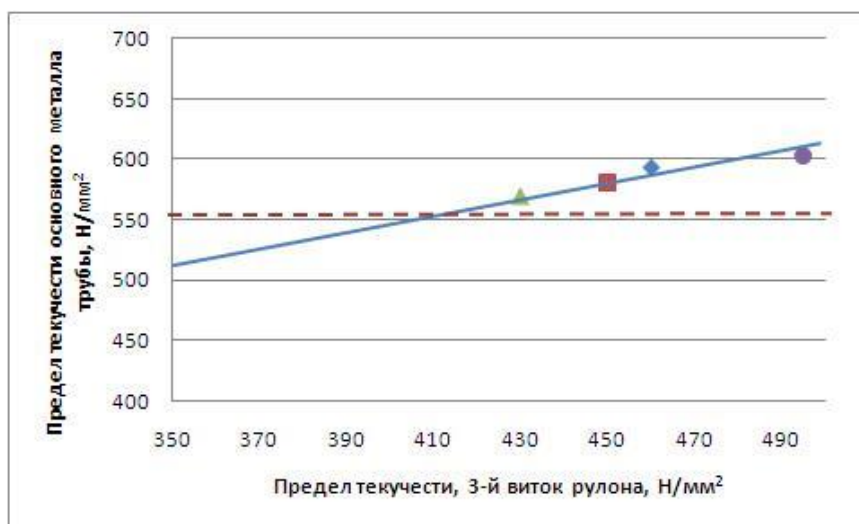


Рисунок 3.10 – Изменение предела текучести основного металла в результате трубного передела при производстве труб диаметром 168,28 мм с толщиной стенки 8,9 мм

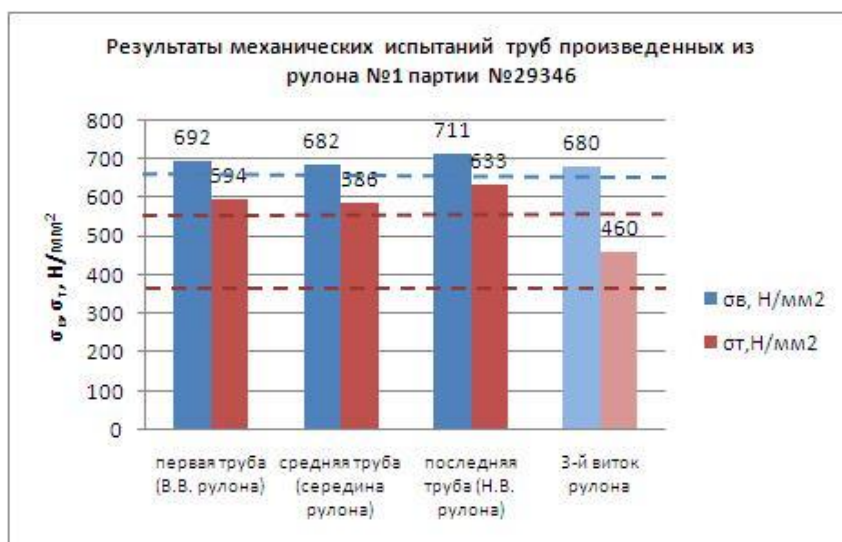


Рисунок 3.11 – Прочностные показатели труб, изготовленных из рулона № 1 партии №29346

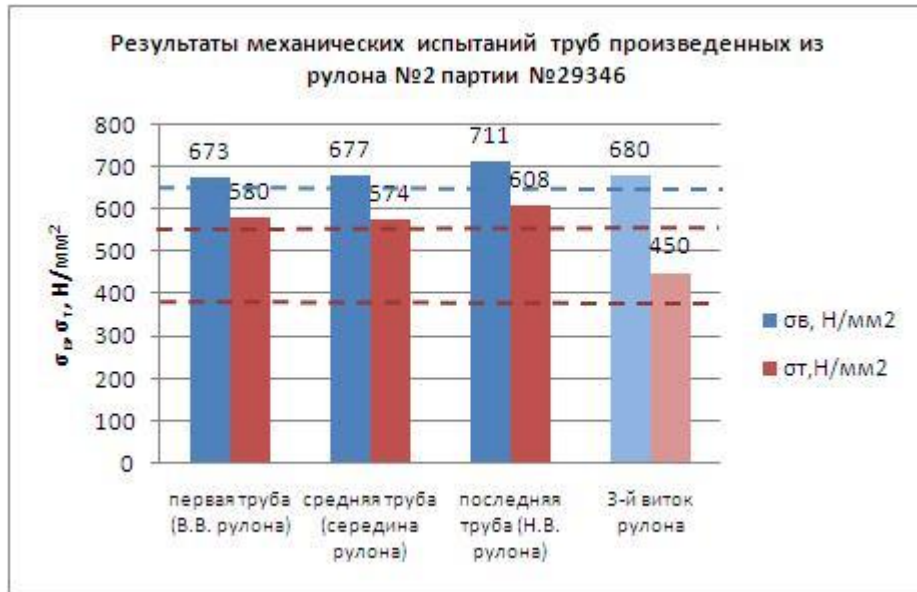


Рисунок 3.12 – Прочностные показатели труб, изготовленных из рулона № 2 партии №29346

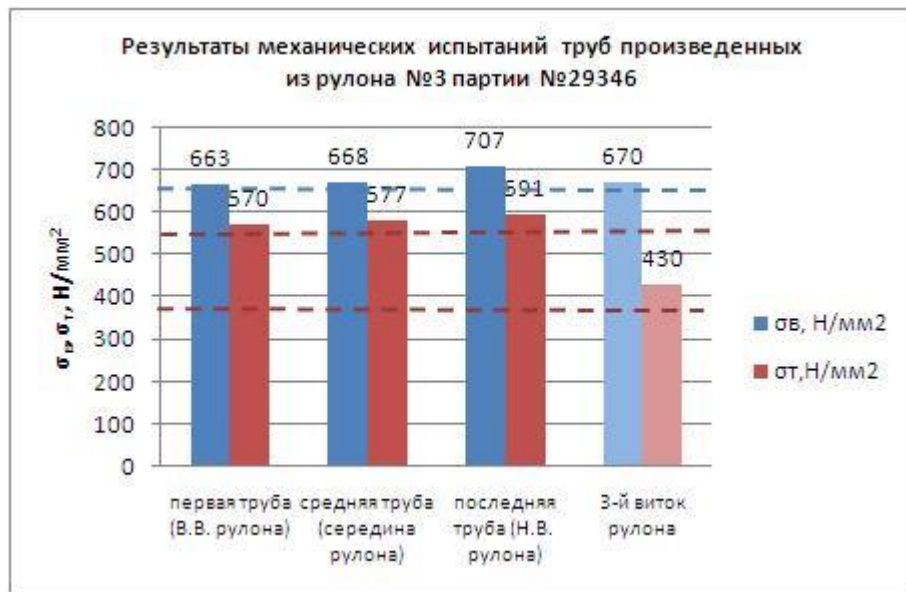


Рисунок 3.13 – Прочностные показатели труб, изготовленных из рулона № 3 партии №29346

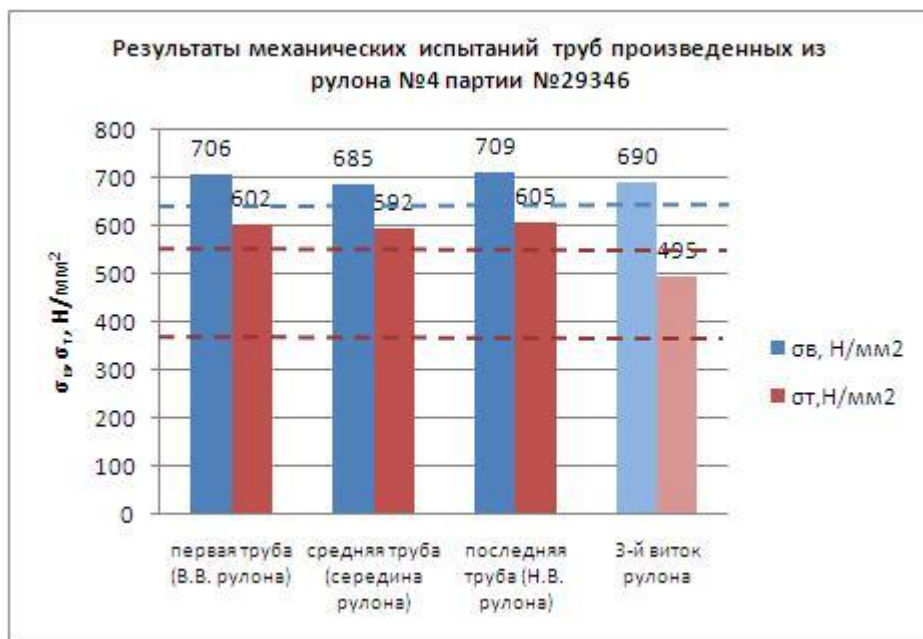


Рисунок 3.14 – Прочностные показатели труб, изготовленных из рулона № 1 партии №29346

Для всех рулонов партии №29346 отмечено, что основным металл труб изготовленных из наружных витков рулона характеризуется значительно более высокими значениями предела текучести и временного сопротивления по сравнению с результатами испытаний труб от внутренних витков и середины рулона. Исключением является только труба, изготовленная от внутренних витков рулона №4, прочностные свойства которой незначительно отличаются от свойств трубы, изготовленной от наружных витков рулона №4 (см.рисунок 3.14).

Наиболее равномерные значения прочностных показателей отмечены в случае труб изготовленных из рулона №4, разброс значений предела текучести и временного сопротивления составил 13 и 24МПа.

Далее провели сопоставление результатов механических испытаний основного металла труб и данных о распределении температур конца прокатки и температуры смотки по длине полосы (см. рисунки 3.11-3.14).

Таким образом, неравномерность распределения прочностных показателей труб, изготовленных из одного рулона, связана в основном с неравномерностью распределения температуры смотки по длине полосы.

3.2 Производство второй опытной прокатки полос из стали группы прочности K55 по API 5CT

На основании анализа результатов испытаний рулонного проката и влияния трубного передела на механические свойства основного металла труб, были даны следующие рекомендации по режимам прокатки и смотки для второй опытной партии рулонного проката из стали группы прочности K55 по API 5 CT:

Режим №1: $T_{кп}=840-880^{\circ}\text{C}$ (целевая 860°C)

$T_{см}=635-665^{\circ}\text{C}$ (целевая 650°C)

Режим №2: $T_{кп}=890-930^{\circ}\text{C}$ (целевая 905°C)

$T_{см}=660-690^{\circ}\text{C}$ (целевая 670°C)

В рамках второй опытной прокатки было произведено две полосы толщиной 8,9 мм по режиму №2. При этом рулон №1 был получен из сляба с содержанием углерода 0,309%, рулон №2 – из сляба с содержанием углерода 0,278%. Химический состав рулонного проката толщиной 8,9 мм партии № 37177 (плавка №172069) представлен в таблице 3.10. Фактические режимы производства полос представлены в таблице 3.11.

Распределение температуры конца прокатки и температуры смотки по длине полосы №1 показано на рисунке 3.15. Следует отметить, что при проведении второй опытной прокатки была обеспечена высокая степень равномерности распределения температур по длине полосы (см. рисунок 3.15): разброс значений температуры конца прокатки составил около 20°C , температуры смотки – около 5°C .

Таблица 3.10 – Химический состав рулонного проката толщиной 8,9 мм партии № 37177

№ полосы	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	N	Al	Cэ
1	0,309	1,02	0,48	0,001	0,001	0,002	0,045	0,03	0,02	0,03	0,003	0,004	0,005	0,03	0,50
2	0,278	1,02	0,48	0,001	0,01	0,002	0,045	0,03	0,02	0,03	0,003	0,004	0,005	0,031	0,47

Таблица 3.11 – Режимы производства рулонов 2-ой опытной партии (партия №37177)

№ полосы	Тн.черн, °С	Тк.черн, °С	Тн.чист, °С	Ткп, °С	Тсм, °С	Тсм, 1 виток, °С	Тсм, 2 виток, °С	Тсм, 3 виток, °С
1	1108	1075	-	922	675	678	673	679
2	1117	1083	-	916	675	677	670	674

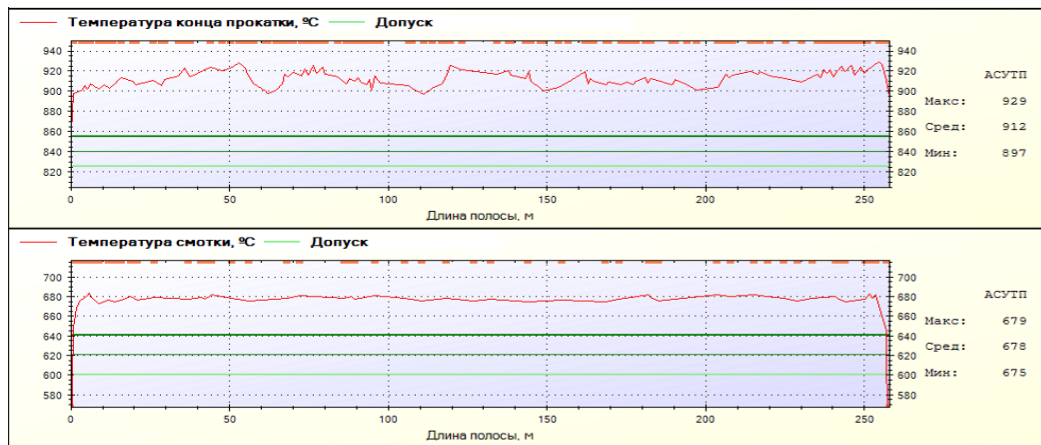


Рисунок 3.15 – Распределение температуры конца прокатки и температуры смотки по длине рулона № 37177-1

Результаты испытаний показаны в таблице 3.12. Анализ результатов механических испытаний рулонного проката показывает, что повышение температуры конца прокатки (до около 910-920°C) и температуры смотки (до около 670-680°C) привело к снижению предела текучести стали до значения 375МПа на продольных образцах. При этом значение временного сопротивления для двух рулонов второй опытной партии оказалось ниже нижней границы требований API 5СТ (в среднем на 5-35МПа для рулона №1 и на 5-25МПа для рулона №2). Значения относительного удлинения и работы удара соответствуют требованиям API 5СТ.

Анализ результатов исследования равномерности распределения свойств по ширине полос показал, что разброс значений предела текучести и временного сопротивления по ширине полосы не превышает 5МПа. В поперечном направлении относительно направления прокатки, значения предела текучести больше чем в продольном на 20-25МПа для рулона №1 и на 25-35МПа для рулона №2, а значения

временного сопротивления – не более чем на 10МПа. Разброс значений относительного удлинения по ширине полосы не более 2%.

Таблица 3.12 – Результаты механических испытаний рулонов партии №37177

№ рулона	Место отбора проб	Направление отбора проб	Левый край полосы			Середина полосы			KV+20, ДЖ
			σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	инд. ср
37177 -1	1 ВИТОК	()	405	645	24	405	650	24	<u>59, 60,</u> <u>66</u> <u>62</u>
		(⊥)	430	650	21	425	660	23,5	
	2 ВИТОК	()	415	640	22,5	-	-	-	<u>44, 44, 47</u> <u>45</u>
		(⊥)	-	-	-	-	-	-	
	3 ВИТОК	()	375	620	24	375	620	25	<u>46, 49, 50</u> <u>48</u>
		()	385	625	25	375	620	25	
(⊥)		-	-	-	-	-	-		
37177 -2	1 ВИТОК	()	395	650	25	410	660	25	<u>52, 52, 56</u> <u>54</u>
		(⊥)	430	650	23,5	435	650	24,5	
	2 ВИТОК	()	410	630	22	-	-	-	<u>41, 41, 47</u> <u>43</u>
		(⊥)	-	-	-	-	-	-	
	3 ВИТОК	()	385	630	33	390	630	22,5	<u>46, 48, 48</u> <u>47</u>
		()	390	630	23,5	380	630	23,5	
(⊥)		-	-	-	-	-	-		
<i>Требования API 5CT</i>			379- 552	≥655	≥19	379- 552	≥655	≥19	≥27

3.2.1 Исследование микроструктуры образцов от рулонов второй опытной прокатки

Образцы для исследования микроструктуры рулонного проката, произведенного в рамках 2-ой опытной прокатки, были отобраны от 1-го и 3-го витка рулона № 2. Исследование микроструктуры методом оптической микроскопии проводили на $\frac{1}{4}$ и $\frac{1}{2}$ толщины образцов при увеличении $\times 400$. Характерный вид микроструктуры показан на рисунке 3.16. Далее проводили исследование микроструктуры образцов от рулона №2 2-й опытной партии на $\frac{1}{4}$ толщины полосы методом сканирующей электронной микроскопии (рисунок 3.17). На рисунке 3.18 приведены изображения колонии перлита, снятые при увеличении $\times 2000$ и $\times 5000$. Качественное сравнение полученных данных с результатами исследования образцов от 1-ой опытной прокатки показывают, что повышение температуры смотки приводит увеличению межпластинчатого расстояния перлита (рисунок 3.19).

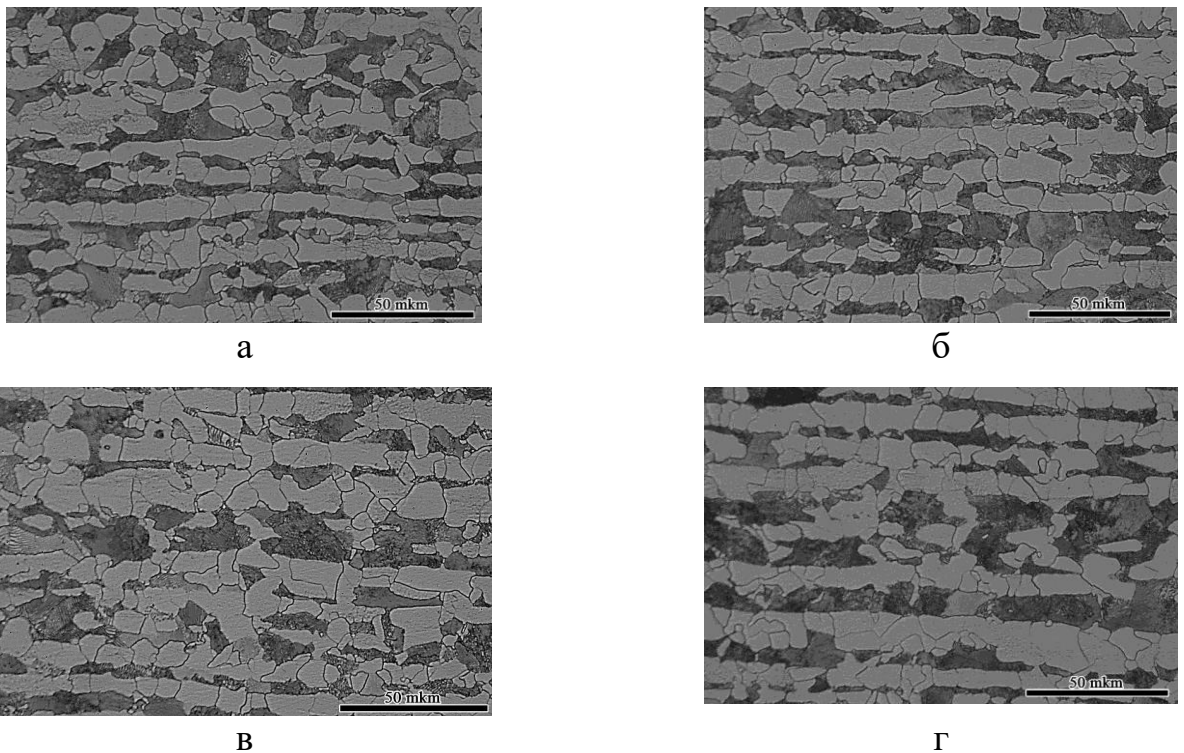


Рисунок 3.16 – Микроструктура стали, рулон 37177-2, $\times 400$: а) 1-й виток рулона, $\frac{1}{4}$ толщины полосы; б) 1-й виток рулона, $\frac{1}{2}$ толщины полосы; в) 3-й виток рулона, $\frac{1}{4}$ толщины полосы; г) 3-й виток рулона, $\frac{1}{2}$ толщины полосы

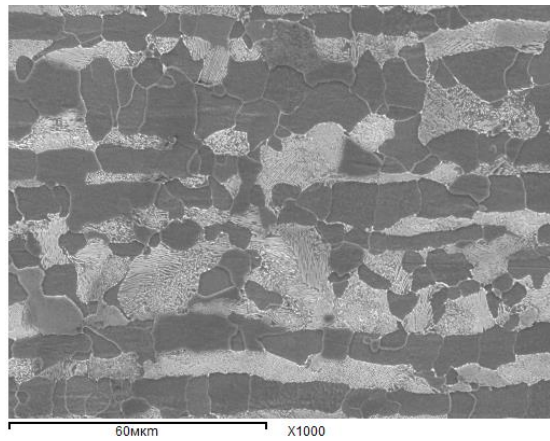
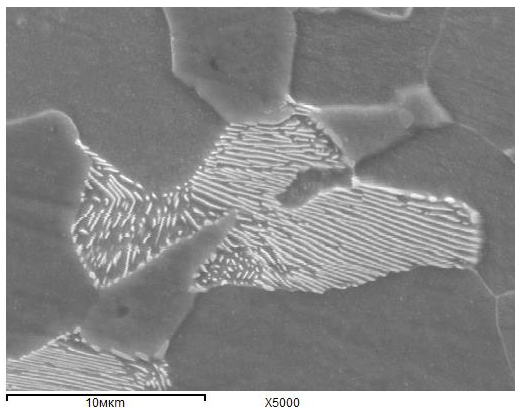
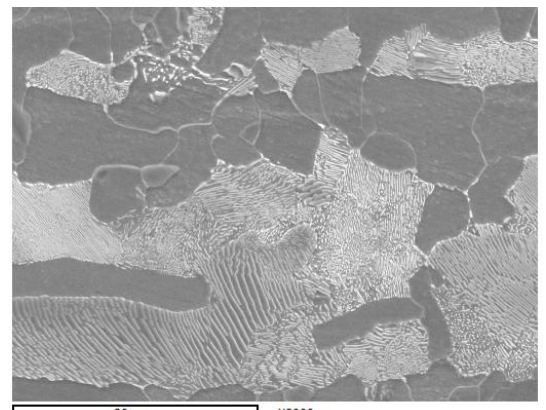


Рисунок 3.17— Характерный вид микроструктуры рулона № 37177-2. СЭМ, x1000



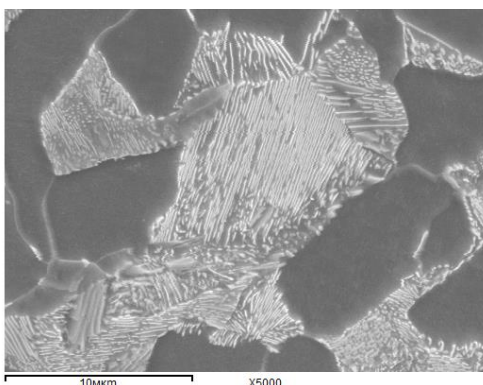
а



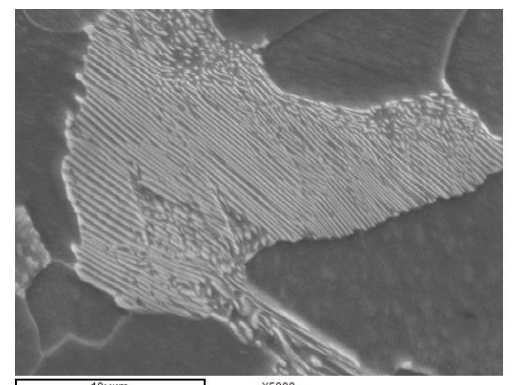
б

Рисунок 3.18 — Перлит. СЭМ. Образец от рулона № 37177-2:

а) x5000; б) x2000



а



б

Рисунок 3.19 — Влияние температуры скотки на межпластинчатое расстояние

перлита. СЭМ, x5000: а) рулон № 29346-3, $T_{см} \sim 600^{\circ}C$;

б) рулон №37177-2, $T_{см} \sim 680^{\circ}C$

3.2.2. Исследование микроструктуры рулонного проката из стали группы прочности K55 методом просвечивающей электронной микроскопии

Образцы для изготовления фольг были отобраны в четверти по толщине листа в продольном направлении к оси прокатки. Фольги изготавливались стандартными методами электролитической полировки. Структура исследованного образца ферритно-перлитная. Феррит имеет равноосные зёрна с гладкими границами (рисунок 3.20,а), размер зёрен – от единиц микрон до > 10 мкм. Блочность, в большинстве случаев, отсутствует, иногда слабо выражена. Плотность дислокаций – умеренная (не низкая) (рисунок 3.20,б). Выделений цементита по границам не наблюдается. Перлит занимает значительную объёмную долю образца. Размер перлитных областей может достигать нескольких десятков микрон (точнее это можно оценить с помощью оптической или сканирующей микроскопии). Цементитная составляющая в составе перлита имеет речную форму (рисунок 3.21).

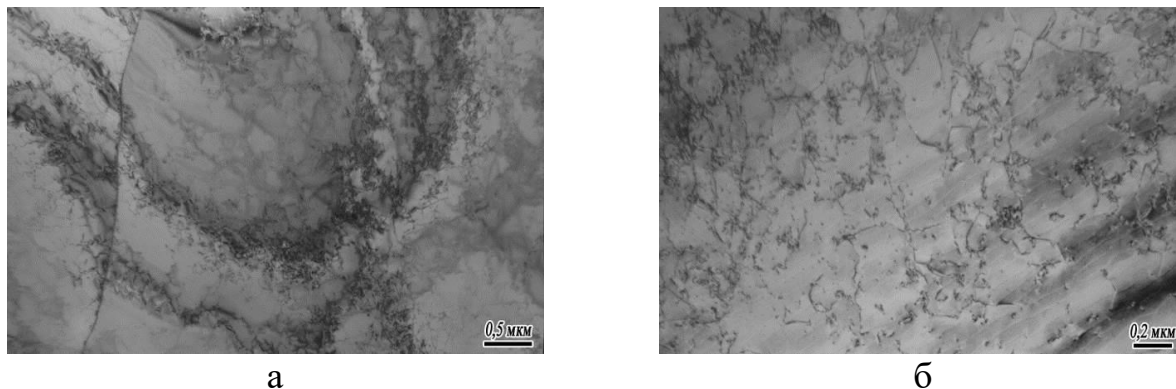


Рисунок 3.20 – Морфология феррита: а – $\times 15000$; б – $\times 30000$

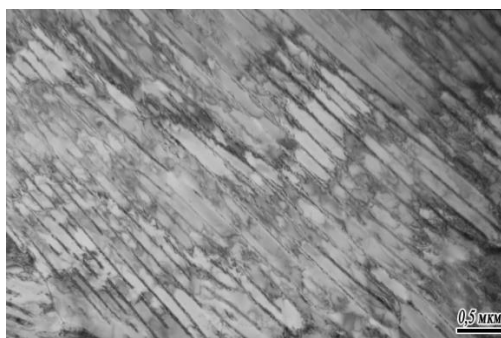


Рисунок 3.21 – Перлит, $\times 15000$

Нанокарбонитриды микролегирующих элементов обнаруживаются в любом ферритном зерне, имеющем подходящую для их выявления ориентировку (рисунок 3.22).

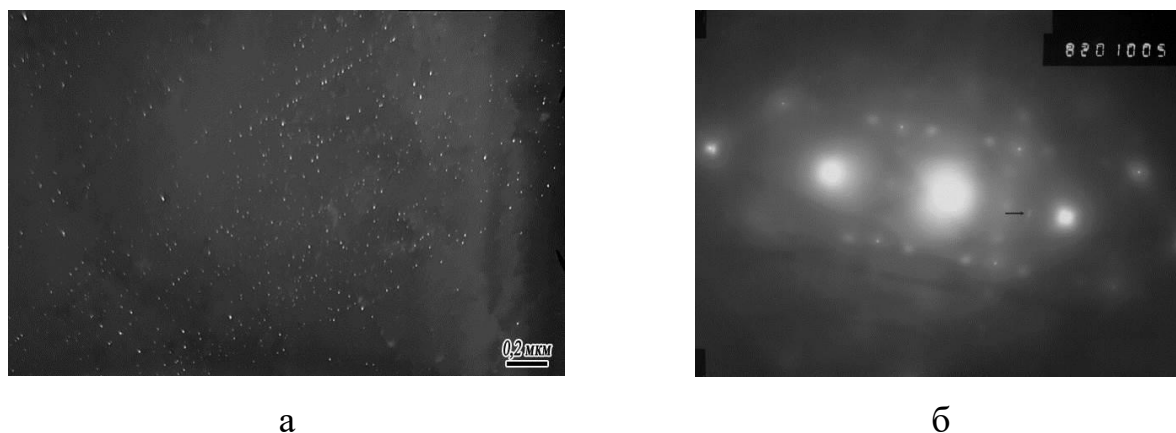


Рисунок 3.22 – Нанокарбонитриды ванадия, $\times 30000$: а) темнопольное изображение в рефлексе карбонитрида, $\times 30000$; б) дифракционная картина

Их размеры колеблются в довольно широких пределах. Отдельные частицы достигают ~ 8 - 12 нм, типичный размер ~ 2 - 6 нм. Кроме того, имеется значительное количество более мелких частиц размером, очевидно, < 1 нм. Такие частицы только намечаются на полученных темнопольных изображениях. По типу имеющиеся частицы нанокарбонитридов относятся к межфазным.

1. Систематически наблюдается характерное для межфазных частиц взаиморасположение в виде примерно параллельных цепочек, расположенных на близких друг относительно друга расстояниях (см. рисунок 3.22,а);

2. Рефлексы от нанокарбонитридов (см. рисунок 3.22,б) имеют в большей или меньшей степени выраженное тангенциальное размытие, также свойственное именно межфазным частицам (рефлексы от нанокарбонитридов, образовавшихся в феррите, имеют радиальное размытие).

Была проведена оценка межплоскостного расстояния, соответствующего наблюдаемым от нанокарбонитридов рефлексам, по микродифракционной картине (рисунок 3.23) (в качестве репера для уточнения масштаба МДФ использовались рефлексы феррита). Полученное значение $0,205$ нм практически совпадает, с учётом возможной ошибки, вызванной неточностями измерений, с

межплоскостными расстояниями d_{200VN} и d_{200VC} (0,206 нм и 0,207 нм соответственно, для сравнения: $d_{200TiN}=0,212$ нм, $d_{200TiC}=0,215$ нм, $d_{200NbN}=0,220$ нм, $d_{200NbC}=0,222$ нм). Таким образом, принадлежность наблюдаемых наночастиц к $V(C,N)$ не вызывает сомнений. Кроме того, содержание в исследованном материале Nb и Ti недостаточно, чтобы образовать наблюдаемую довольно высокую объёмную плотность наночастиц. Помимо нанокарбонитридов, наблюдались также (единично) субмикрочарбонитриды размером $< 0,1$ мкм. Фотографической фиксации субмикрочарбонитридов не проводилось.

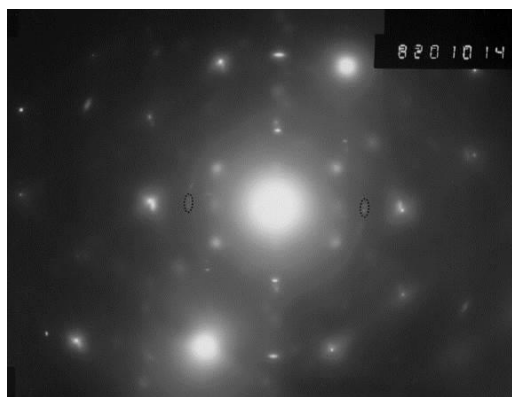


Рисунок 3.23 – Дифракционная картина, используемая для оценки межплоскостного расстояния

3.3 Производство третьей опытной партии полос из стали группы прочности K55 по API 5CT

По результатам анализа производства первый двух опытных партий рулонного проката из стали группы прочности K55 по API 5CT, для проведения третьей опытной прокатки с целью повышения временного сопротивления рулонного проката был разработан режим №3: $T_{кп}=890-930^{\circ}C$ (целевая $905^{\circ}C$), $T_{см}=630-660^{\circ}C$ (целевая $640^{\circ}C$). При этом температура смотки была снижена на $30^{\circ}C$ по сравнению с режимом №2, а температура конца прокатки была задана в том же интервале как и для режима №2. Партия №37888 состояла из двух полос толщиной 8,9 мм, (таблицы 3.13 и 3.14). Распределение температуры конца

прокатки и температуры смотки по длине полосы на примере рулона №2 показано на рисунке 3.24.

Таблица 3.13 – Химический состав рулонного проката толщиной 8,9 мм партии №37888 (плавка №172069)

№ полосы	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	N	Al	C э
1	0,285	1,02	0,48	0,001	0,001	0,002	0,045	0,03	0,02	0,03	0,003	0,004	0,005	0,03	0,47
2	0,304	1,02	0,48	0,001	0,001	0,002	0,045	0,03	0,02	0,03	0,003	0,004	0,005	0,03	0,49

Таблица 3.14 – Режимы производства рулонов 3-ей опытной партии (партия №37888)

№ полосы	Тн.черн, °С	Тк.черн, °С	Тн.чист, °С	Ткп, °С	Тсм, °С	Тсм, 1 виток,°С	Тсм, 2 виток,°С	Тсм, 3 виток,°С
1	1098	1081	-	917	659	647	647	646
2	1145	1057	-	914	652	650	649	652

Следует отметить, что, как и при производстве 2-ой опытной партии, была обеспечена высокая равномерность распределения температуры смотки по длине полосы (разброс значений Тсм по длине полосы не более 10°С). Результаты механических испытаний показаны в таблице 3.15. Снижение температуры смотки на 30°С при прочих равных условиях привело к росту временного сопротивления на 15-30МПа, предела текучести на 20-40МПа (при сравнении результатов испытаний образцов от 3-х витков рулонов 2-й и 3-й опытной партии). Временное сопротивление полос партии №37888 ниже требований API 5CT. Значения предела текучести, а также относительного удлинения и работы удара соответствуют требованиям API 5CT для стали группы прочности K55. Оценка эффективности корректирующих мероприятий примененных при производстве 2-ой и 3-ей опытных прокаток стали плавки 172069 будет проведена при получении результатов трубного предела.

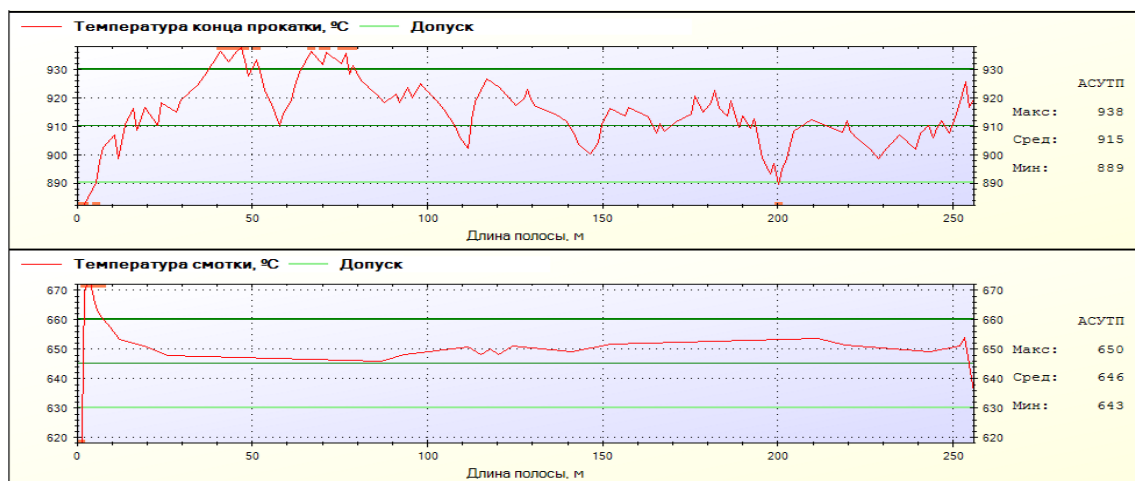


Рисунок 3.24 — Распределение температуры конца прокатки и температуры смотки по длине полосы №37888-2

Таблица 3.15 – Результаты механических испытаний рулонного проката партии №37888 (образцы отобраны в продольном направлении)

№ рулона	Место отбора проб	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	KV+20, Дж / инд. ср.
37888-1	2 виток	430	650	25	<u>56,92,94 / 81</u>
	3 виток	415	650	22,5	
		415	650	24,5	
37888-2	2 виток	415	650	26	<u>48, 58, 100 / 69</u>
	3 виток	420	650	26	
		410	640	26	
<i>Требования API 5CT</i>		<i>379-552</i>	<i>≥655</i>	<i>≥19</i>	<i>≥27</i>

3.3.1 Анализ результатов механических испытаний рулонного проката, произведенного в рамках трех опытных прокаток

По результатам работы проведен анализ механических испытаний рулонного проката, произведенного в рамках трех опытных прокаток №№ 29346, 37177, 37888.

Отмечено, что повышение температуры конца прокатки и температуры смотки приводит к снижению, как предела текучести, так и временного сопротивления рулонного проката толщиной 8,9 мм из стали группы прочности K55 по API 5СТ (рисунок 3.25). При этом при повышении температуры прокатки от 840-850°С до 910-920°С и увеличении температуры смотки с 590-620°С до 670-680°С и предел текучести и временное сопротивление снижается в среднем на 50МПа.

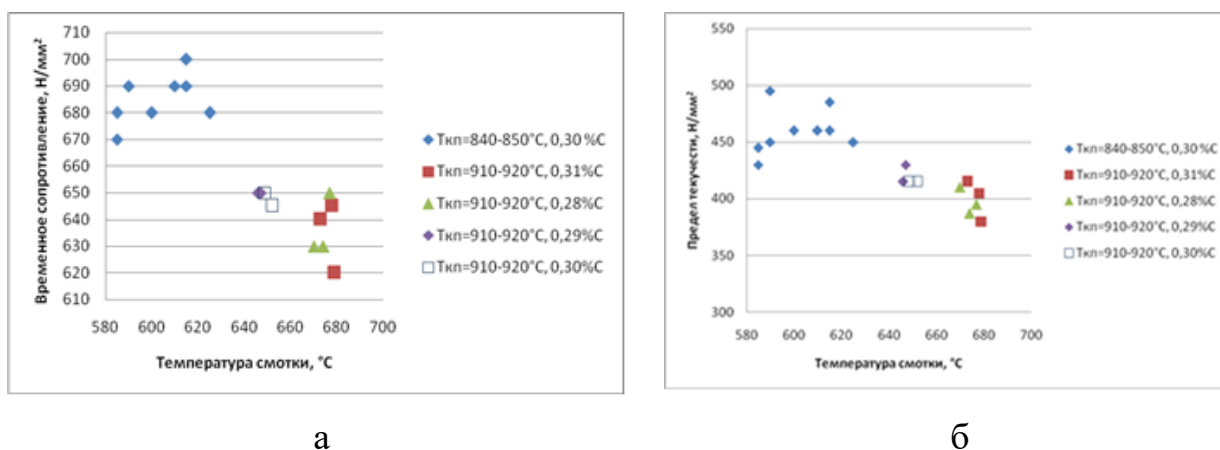


Рисунок 3.25 – Влияние температуры конца прокатки, температуры смотки и содержания углерода на прочностные показатели рулонного проката толщиной 8,9 мм из стали K55 по API 5СТ: а) изменение временного сопротивления стали; б) изменение предела текучести стали

Повышение значений температур конца прокатки и температуры смотки также приводит к снижению работы удара при +20°С не зависимо от содержания углерода в стали (рисунок 3.26). При применении режима прокатки с температурой конца прокатки $T_{кп}=910-920^{\circ}\text{C}$ и температурой смотки $T_{см}=640-680^{\circ}\text{C}$ для стали с содержанием углерода 0,28-0,31%, минимальное значение KV^{+20} равное 41Дж близко к нижней границе требований API 5СТ ($KV^{+20} \geq 27\text{Дж}$). Таким образом, использование технологии производства с высокими значениями температур $T_{кп}$ и $T_{см}$ нежелательно с точки зрения обеспечения требований к работе удара стали группы прочности K55 по API 5СТ. По результатам механических испытаний рулонного проката толщиной 8,9 мм партий №37177, №37888 проведен анализ

влияния содержания углерода на значения временного сопротивления и предела текучести стали группы прочности К55 по API 5СТ (рисунок 3.27).

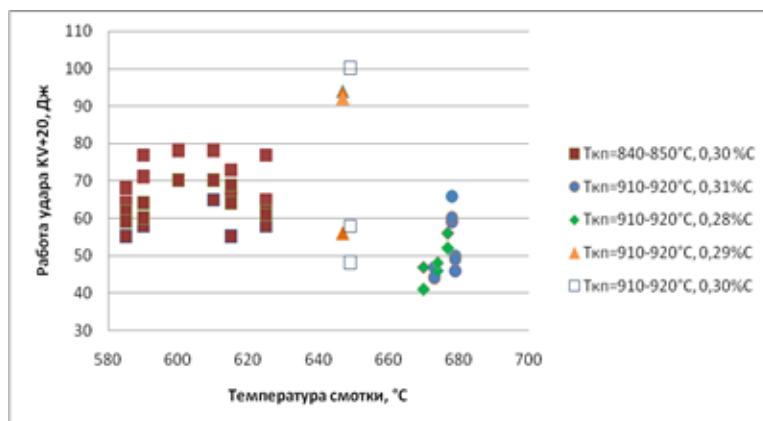


Рисунок 3.26 – Влияние температуры конца прокатки, температуры смотки и содержания углерода на величину работы удара при +20°С рулонного проката толщиной 8,9 мм из стали К55 по API 5СТ

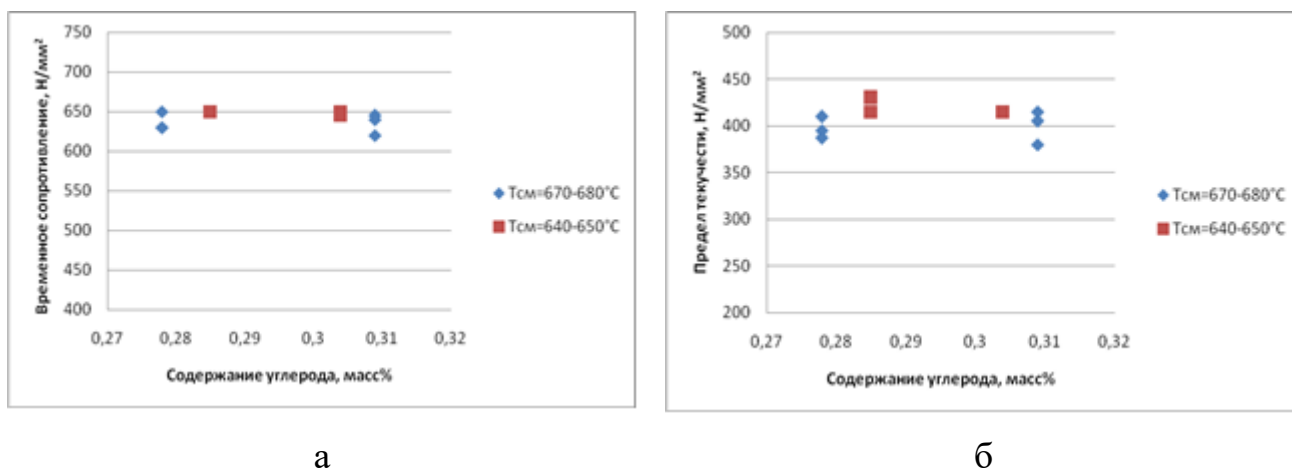


Рисунок 3.27 – Влияние содержания углерода на значения прочностных показателей стали группы прочности К55 по API 5СТ: а) изменение временного сопротивления стали; б) изменение предела текучести стали

Выводы по главе 3

1. По результатам производства опытной партии горячекатаного рулонного проката толщиной 8,0-10,0 мм из стали марки К55 по API 5СТ на ПАО «Северсталь» установлено:

- неравномерность распределения температур $T_{кп}$ и $T_{см}$ по длине полос, полученных в рамках первой опытной прокатки: разброс значений температуры конца прокатки по длине полос в среднем составил 40°C , температуры смотки – $50-60^{\circ}\text{C}$.

- механические свойства рулонного проката, полностью соответствуют требованиям API 5CT к стали группы прочности K55. Значения временного сопротивления для всех рулонов 1-ой опытной партии соответствовало как требованиям API 5CT так и дополнительным требованиям, а значения предела текучести в ряде случаев было выше чем 450МПа .

2. Микроструктура всех исследованных образцов опытной партии является феррито-перлитной с высокой долей второй фазы (около 20-30%) что связано с высоким содержанием углерода в стали. Зерна феррита (в основном полигональной морфологии) имеют достаточно малый размер (средний размер зерна около 10 мкм). Значимых отличий в микроструктуре исследуемых образцов выявлено не было.

3. С целью уточнения морфологии второй фазы, провели исследование микроструктуры образцов методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). В результате проведения исследования подтверждено предположение о том, что вторая фаза представляет собой перлит.

4. Анализ влияния трубного передела на уровень механических свойств стали группы прочности K55 по API 5CT показал, что для всех исследованных труб временное сопротивление основного металла и сварного соединения, изготовленных из полосы опытных партий, имеет хорошие пластические свойства – значения относительного удлинения (δ_5) не ниже 29%. Однако уровень предела текучести металла труб оказался выше максимального уровня требований для всех исследуемых труб. В результате трубного передела предел текучести основного металла труб увеличился по сравнению с полученными результатами механических испытаний в среднем на $130-160\text{МПа}$.

5. Показано, что значение временного сопротивление труб увеличивалось не более чем на $19-37\text{МПа}$ для труб произведенных из крайних витков рулонов. Для

труб произведенных из внутренних витков рулонов №2 и №3 отмечено небольшое снижение временного сопротивления (на 2-7МПа) по сравнению с результатами испытаний рулонного проката. Указанное снижение может быть связано не только с влиянием трубного передела, но и с неравномерностью распределения свойств по длине и ширине полосы. Значительное увеличение предела текучести металла труб вызвано деформационным упрочнением в результате формовки труб, что связано с высоким коэффициентом формовки t/D для труб малого диаметра ($t/D=0.053$). Относительное удлинение после трубного передела увеличивалось в среднем на 0-7%.

6. Анализ изменения предела текучести в результате трубного передела при производстве труб диаметром 168,28 мм и толщиной стенки 8,9 мм показал, что для обеспечения требуемого API 5CT для группы прочности K55 уровня предела текучести основного металла трубы, предел текучести рулонного проката должен быть менее 410МПа.

7. Для всех рулонов партии №29346 отмечено, что основной металл труб изготовленных из наружных витков рулона характеризуется значительно более высокими значениями предела текучести и временного сопротивления по сравнению с результатами испытаний труб от внутренних витков и середины рулона. Исключением является только труба, изготовленная от внутренних витков рулона №4, прочностные свойства которой незначительно отличаются от свойств трубы. Наиболее равномерные значения прочностных показателей отмечены в случае труб изготовленных из рулона №4, разброс значений предела текучести и временного сопротивления составил 13 и 24МПа.

8. Сопоставление результатов механических испытаний основного металла труб и данных о распределении температур конца прокатки и температуры смотки по длине полосы показало, что температура смотки наружных витков рулонов 1-4 и внутренних витков рулона №4 ниже, чем средняя температура смотки по длине полосы. Таким образом, неравномерность распределения прочностных показателей труб, изготовленных из одного рулона, связана в основном с неравномерностью распределения температуры смотки по длине полосы.

9. На основании анализа результатов испытаний рулонного проката и влияния трубного передела на механические свойства основного металла труб, были даны следующие рекомендации по режимам прокатки и смотки для второй опытной партии рулонного проката из стали группы прочности K55 по API 5 CT:

Режим №1: $T_{кп}=840-880^{\circ}\text{C}$ (целевая 860°C)

$T_{см}=635-665^{\circ}\text{C}$ (целевая 650°C)

Режим №2: $T_{кп}=890-930^{\circ}\text{C}$ (целевая 905°C)

$T_{см}=660-690^{\circ}\text{C}$ (целевая 670°C)

10. Анализ результатов механических испытаний рулонного проката показывает, что повышение температуры конца прокатки (до около $910-920^{\circ}\text{C}$) и температуры смотки (до около $670-680^{\circ}\text{C}$) привело к снижению предела текучести стали до значения 375МПа . При этом значение временного сопротивления для двух рулонов второй опытной партии оказалось ниже нижней границы требований API 5CT (в среднем на $5-35\text{МПа}$ для рулона №1 и на $5-25\text{МПа}$ для рулона №2). Значения относительного удлинения и работы удара соответствуют требованиям API 5CT.

11. Анализ результатов исследования равномерности распределения свойств по ширине полос показал, что разброс значений предела текучести и временного сопротивления по ширине полосы не превышает 5МПа . В поперечном направлении относительно направления прокатки, значения предела текучести больше чем в продольном на $20-25\text{МПа}$ для рулона №1 и на $25-35\text{МПа}$ для рулона №2, а значения временного сопротивления – не более чем на 10МПа . Разброс значений относительного удлинения по ширине полосы не более 2% .

12. Качественное сравнение полученных данных с результатами исследования образцов от 1-ой опытной прокатки показывают, что повышение температуры смотки приводит к увеличению межпластинчатого расстояния перлита. Перлит занимает значительную объёмную долю образца. Размер перлитных областей может достигать нескольких десятков микрон.

13. Результаты просвечивающей микроскопии металла показывают, что нанокарбонитриды микролегирующих элементов обнаруживаются в любом ферритном зерне, имеющем подходящую для их выявления ориентировку. Их

размеры колеблются в довольно широких пределах. Отдельные частицы достигают ~ 8-12 нм, типичный размер ~ 2-6 нм. Кроме того, имеется значительное количество более мелких частиц размером, очевидно, < 1 нм. Помимо нанокарбонитридов, наблюдались также (единично) субмикрочарбонитриды размером < 0,1 мкм.

14. Проведенный анализ результатов механических испытаний рулонного проката, произведенного в рамках трех опытных прокаток №№ 29346, 37177, 37888 показал, что повышение температуры конца прокатки и температуры смотки приводит к снижению как предела текучести, так и временного сопротивления рулонного проката толщиной 8,9 мм из стали группы прочности K55 по API 5CT. При этом при повышении температуры прокатки от 840-850°C до 910-920°C и увеличении температуры смотки с 590-620°C до 670-680°C и предел текучести и временное сопротивление снижается в среднем на 50МПа.

15. Повышение значений температур конца прокатки и температуры смотки также приводит к снижению работы удара при +20°C не зависимо от содержания углерода в стали. При применении режима прокатки с температурой конца прокатки $T_{кп}=910-920^{\circ}\text{C}$ и температурой смотки $T_{см}=640-680^{\circ}\text{C}$ для стали с содержанием углерода 0,28-0,31%, минимальное значение KV^{+20} равное 41Дж близко к нижней границе требований API 5CT ($KV^{+20} \geq 27\text{Дж}$). Таким образом, использование технологии производства с высокими значениями температур $T_{кп}$ и $T_{см}$ нежелательно с точки зрения обеспечения требований к работе удара стали группы прочности K55 по API 5CT.

16. Проведен анализ влияния содержания углерода на значения временного сопротивления и предела текучести стали группы прочности K55 по API 5CT. Установлено, что при увеличении содержания углерода с 0,27 до 0,31%С значение предела текучести и временного сопротивления в среднем не изменяется. Что означает, что наибольшее значение на уровень прочностных показателей стали оказывает выбор технологических параметров производства полосы: температуры конца прокатки и температуры смотки полосы.

Глава 4. Исследование влияния трубного передела при производстве труб Ø168,28мм из экспериментальной стали на изменение уровня механических свойств

На основании результатов лабораторных экспериментов представленных в главах 2 и 3 произведена опытно-промышленная плавка стали К55 №172069 (химический состав слябов: 0,27-0,30%С, 1,02%Mn, 0,48%Si, 0,045%V), и опытно-промышленные партии рулонного проката толщиной 8,9мм. В рамках первой опытной прокатки был опробован режим с температурой конца прокатки ($T_{\text{кп}}$) 830-870°C, температурой на первой группе моталок ($T_{\text{см1}}$) 650-680°C и температурой смотки ($T_{\text{см}}$) 620-640°C. Произведено 4 рулона, механические свойства которых полностью удовлетворяют требованиям API 5CT к стали группы прочности К55. Однако, в результате трубного передела предел текучести увеличился и оказался выше требований к трубам группы прочности К55.

Далее были опробованы режимы производства с высокими значениями $T_{\text{кп}}$ (880-920°C) и смоткой при температурах 675, ~650, ~625°C (таблица 4.1). Результаты механических испытаний проката и основного металла труб показали, что применение высоких температур смотки позволяет снизить предел текучести рулонного проката, а также снизить эффект повышения предела текучести при трубном переделе. Однако, при использовании этих режимов, временное сопротивление основного металла труб не соответствовало требованиям. Исследовано влияние температуры конца прокатки, температуры смотки и содержания углерода на прочностные показатели рулонного проката толщиной 8,9 мм и труб из стали К55 (рисунок 4.1).

При $T_{\text{см}}$ ниже 630-640°C уровень $\sigma_{\text{в}}$ как рулонов, так и труб, выше 655МПа, наблюдается прирост $\sigma_{\text{в}}$ в трубе. При температуре смотки выше 630-640°C уровень $\sigma_{\text{в}}$ как рулонов, так и труб, ниже 655МПа, наблюдается уменьшение $\sigma_{\text{в}}$ в трубе. Температура смотки 640°C также разграничивает значения предела текучести; при температуре смотки выше 630-640°C значения $\sigma_{\text{т}}$ в рулоне низкие, в трубе – удовлетворительные, ниже критического уровня, прирост величины $\sigma_{\text{т}}$ в трубе

умеренный. При температуре смотки ниже 630-640°C уровень значений σ_T в рулоне повышается, прирост величины σ_T в трубе аномально высокий, σ_T в трубе – неудовлетворительный, выше уровня требований.

Таблица 4.1 – Результаты механических испытаний опытно-промышленных партий рулонного проката группы прочности К55

№ плавки/ № партии	%C	T _{кп} , °C	T _{см} , °C	Мех. св-ва рулонного проката (вх.контр.ГПТИ, ср.значения)			Мех. св-ва рулонного проката (вх.контр. ГПТИ, ср.значения)			Мех. св-ва основного металла труб (ср.значения)			Изменение мех.свойств в (по ср.знач.)	
				σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	$\Delta\sigma_B$, МПа	$\Delta\sigma_T$, МПа
A172069/29346	0,29-0,30	840-850	625-635	685	458	24	709 (692-733)	451 (400-516)	30 (20-35)	690 (663-711)	593 (570-633)	29 (28-32)	-5	142 (117-170)
B172069/37177	0,28-0,31	915-925	675	634	395	26	674 (640-730)	434 (385-485)	27 (25-33)	612 (600-640)	495 (485-520)	25 (24-26)	-22	61
B172069/37888	0,29-0,30	910-920	650-660	650	418	25	670 (630-720)	435 (405-480)	27 (19-33)	589 (570-616)	473 (447-499)	26 (25-28)	-61	38
Г172069/52922, 52952	0,27-0,28	880-900	620-630	683	433	24	680 (сертификат)	420 (сертификат)	23 (сертификация)	667 (638-714)	567 (536-599)	29 (27-33)	-16	147
Требования										≥ 655	379-552	≥ 17		

Исследование микроструктуры образцов от полос опытно-промышленных партий показало, что при температуре смотки около 600°C микроструктура стали достаточно мелкозернистая, высокоуглеродистая фаза представляет собой не только перлит, но и вырожденный перлит, а при повышении T_{см} до 680°C (и T_{кп}=920°C) наблюдается увеличение размера зерна феррита, вырожденного перлита не обнаружено. Характерный вид микроструктуры образцов от рулонного проката К55 при температуре смотки около 620°C и около 670°C показан на рисунке 4.2.

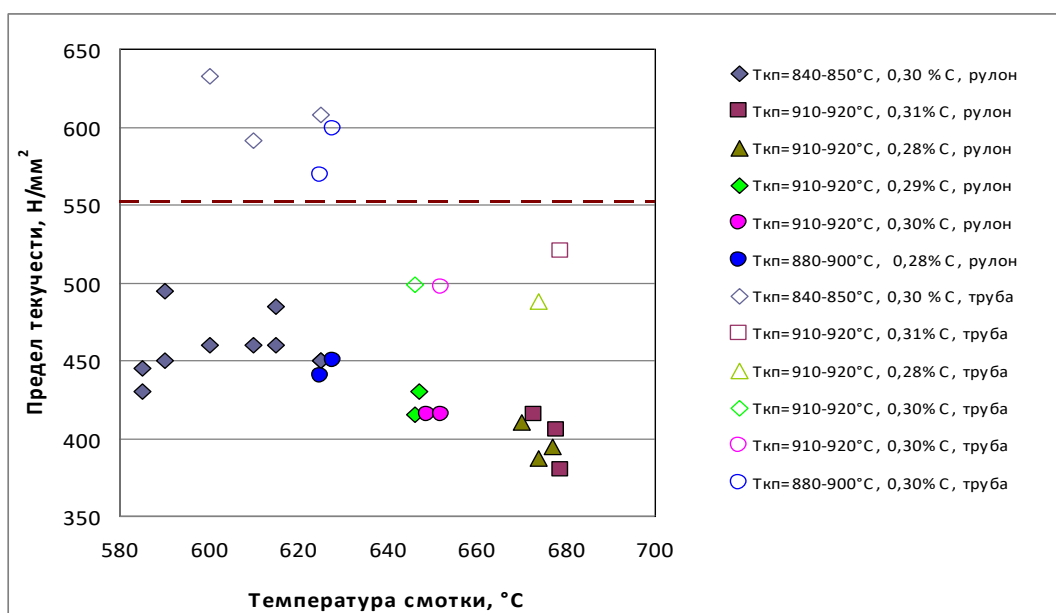
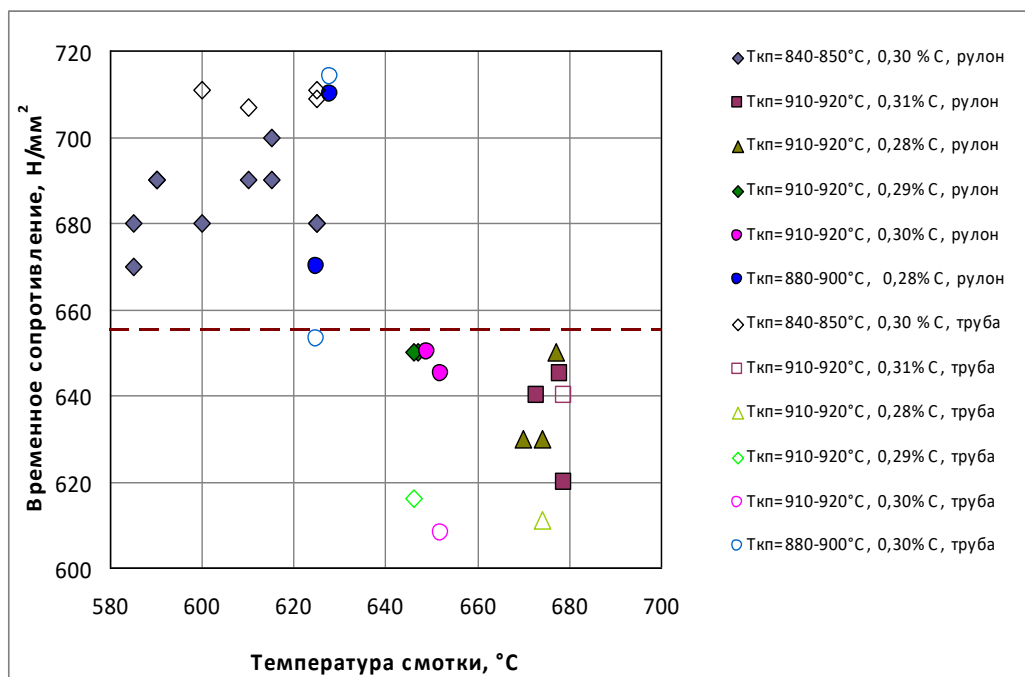


Рисунок 4.1 – Влияние температуры конца прокатки, температуры скотки и содержания углерода на прочностные показатели рулонного проката толщиной 8,9 мм и труб из стали К55: а) влияние %С и технологических параметров на значения временного сопротивления; б) влияние %С и технологических параметров на значения предела текучести

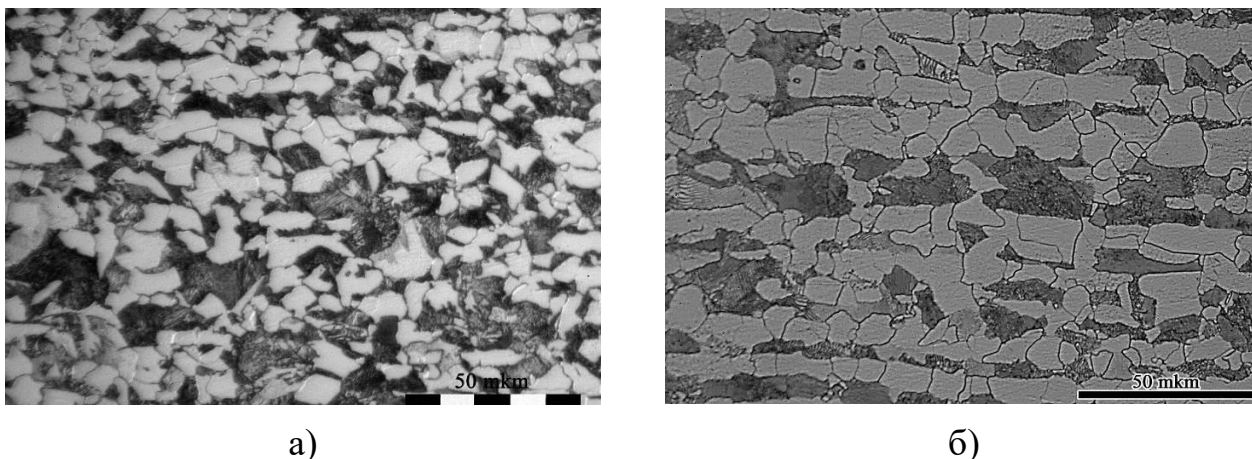


Рисунок 4.2 — Влияние температуры скотки на микроструктуру стали К55, х400

а) характерный вид микроструктуры, рулон № 29346-3, $T_{кп}=850^{\circ}\text{C}$, $T_{см}=622^{\circ}\text{C}$

б) характерный вид микроструктуры, рулон 37177-2, $T_{кп}=920^{\circ}\text{C}$, $T_{см}=675^{\circ}\text{C}$

Таким образом, на основании проведенных исследований в главах 2-4 с целью обеспечения низких значений предела текучести, необходимо обеспечивать условия для формирования феррито-перлитной структуры, высокоуглеродистая фаза которой представляет собой перлит, образовавшийся в результате диффузионного превращения, что реализуется при использовании температуры скотки более 650°C . Для выполнения требований к временному сопротивлению рекомендуется корректировка химического состава стали в сторону увеличения содержания углерода и марганца.

4.1 Разработка нового химического состава стали с учетом влияния трубного передела и разработка плана лабораторного эксперимента

В соответствие результатами расчетов химического состава в главе 2 провели выплавку лабораторной плавки стали К55. Задание на выплавку представлено в таблице 4.2. С учетом проведенных экспериментов в главе 3 и 4 разработали схему эксперимента на лабораторном стане ДУО 300 [122-123, 146].

Таблица 4.2 – Скорректированной по марганцу и углероду химический состав новой стали

Плавка	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	N	Al
min	0,34	0,8	0,45				0,04							0,02
max	0,36	1,0	0,55	0,005	0,010	0,007	0,06	0,1	0,1	0,1	0,05	0,005	0,007	0,05
Цель	0,35	0,9	0,50		-	-	0,05	-	-	-	-	-	-	0,035

4.1.1 Проведение лабораторных экспериментов по физическому моделированию производства проката группы прочности K55

Результаты проведения лабораторной плавки №761 в ЭПК ФГУП ЦНИИчермет, исследование фазовых превращений в стали и лабораторной прокатки заготовок из плавки 761 на лабораторном стане ДУО 300 ФГУП ЦНИИчермет представлены в таблице 4.3 [123-123, 146].

Таблица 4.3– Фактические температурные режимы прокатки опытных образцов стали K55

№ Плавки	Режим	Черновая стадия прокатки (80мм→31мм)		Чистовая стадия прокатки (31мм→8,5мм)		Ускоренное охлаждение				Т-ра смотки, °С
		T _н , °С	T _к , °С	T _н , °С	T _к , °С	T _н , °С	T _к , °С	Время охл., с	V охл., °С/с	
761	1	1190	1090	1000	820	810	700	10	9	700
761	2	1184	1087	1020	840	825	670	15	10,3	675
761	3	1180	1090	1025	840	830	650	14	12,9	650
761	4	1180	1095	1025	845	835	625	18	11,6	625

Результаты механических испытаний показаны в таблице 4.4. На основании результатов испытаний построили зависимости изменения механических свойств от температуры смотки (рисунки 4.3-4.5).

Таблица 4.4 – Механические свойства опытных образцов стали К55

№ полосы	№ образца	Ориентац я	σ_T	σ_B	σ_T/σ_B	δ_5	KV+21 (образец 7,5x10 мм)*		
							1	2	ср
1	1-1	вдоль	409	653	0,63	32,4			
	1-2	поперек	411	650	0,63	29,0	45,7	44,4	45,1
2	2-1	вдоль	456	682	0,67	30,8			
	2-2	поперек	431	676	0,64	25,8	52,3	56,2	54,2
3	3-1	вдоль	479	720	0,67	25,0			
	3-2	поперек	503	760	0,66	23,6	83,6	73,2	78,4
4.1(сер)	4.1-1	вдоль	522	769	0,68	25,0			
	4.1-2	поперек	522	765	0,68	20,4	100,6	78,4	89,5
4.2(край)	4.2-1	вдоль	535	780	0,69	28,4			
	4.2-3	поперек	550	771	0,71	24,2	79,7	81,0	80,4

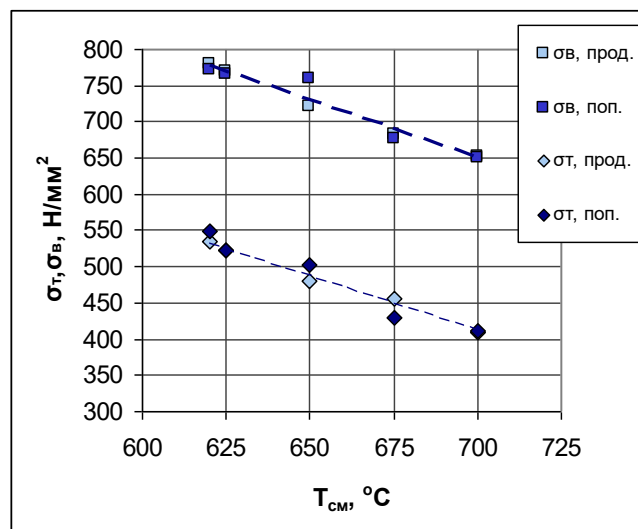


Рисунок 4.3 – Влияние температуры смотки на прочностные свойства образцов из плавки 761

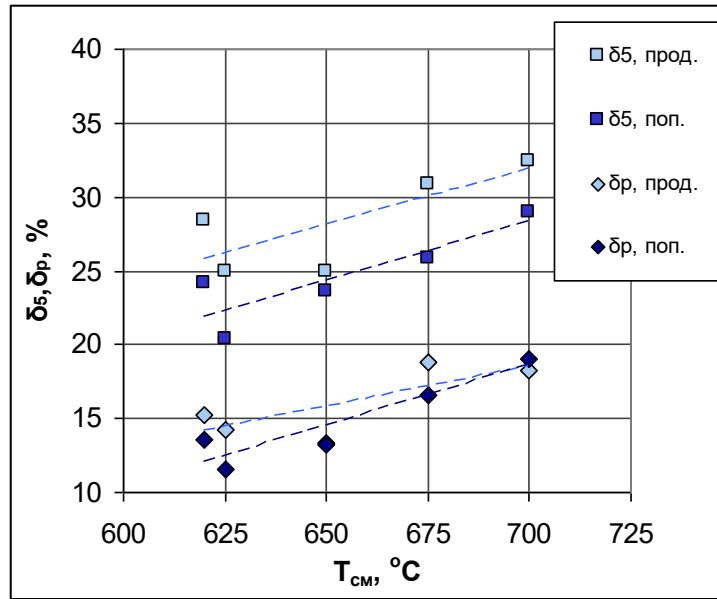


Рисунок 4.4 – Влияние температуры смотки на пластические свойства образцов из плавки 761

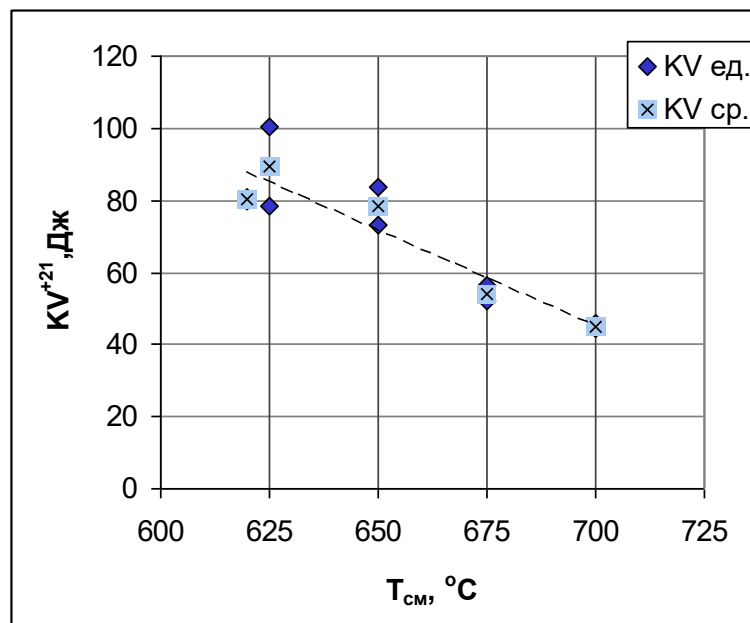
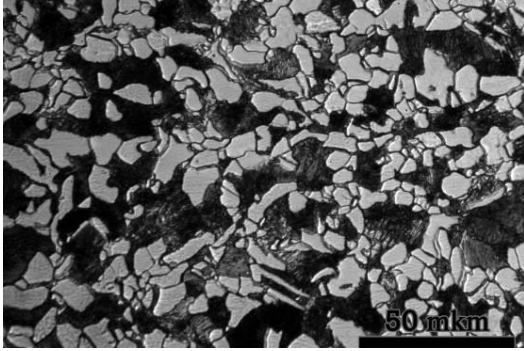


Рисунок 4.5 – Влияние температуры смотки на работу удара на поперечных образцах (приведенную к образцу 10x10x55 мм) образцов из плавки 761

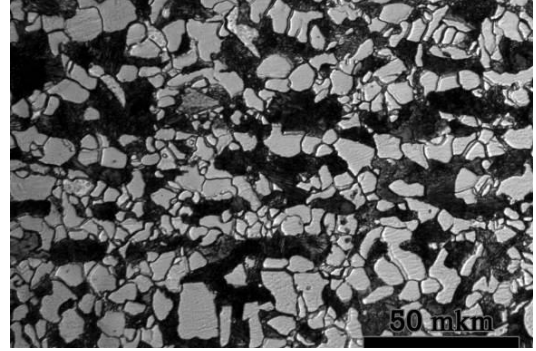
Видно, что снижение температуры смотки приводит к росту временного сопротивления и предела текучести, снижению величин относительного и равномерного удлинения, и повышению работы удара KV^{+21} . Зависимости имеют характер, близкий к линейному.

4.2.1 Исследование микроструктуры полученного проката

Провели исследование микроструктуры методом оптической микроскопии. Фотографии образцов приведены на рисунках 4.6- 4.9.

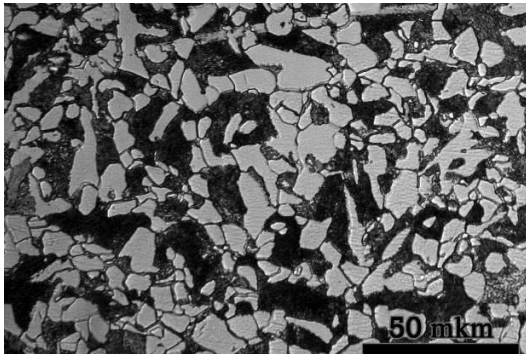


$\frac{1}{4}$ x500

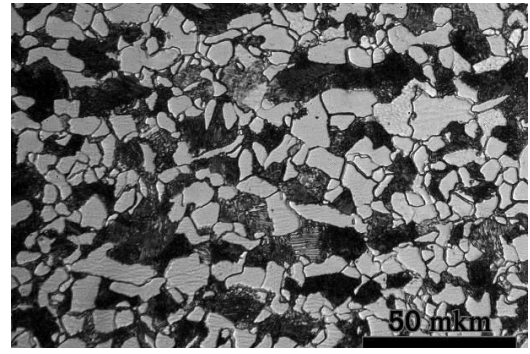


$\frac{1}{2}$, x500

Рисунок 4.6 – Микроструктура образца 1 ($T_{см} = 700^{\circ}C$)

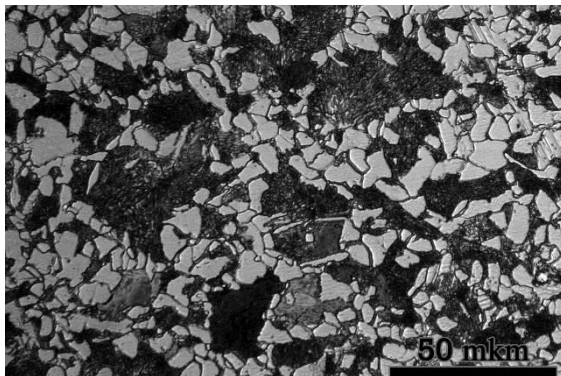


$\frac{1}{4}$ толщины проката, x750



$\frac{1}{2}$ толщины проката, x750

Рисунок 4.7 – Микроструктура образца 2 ($T_{см} = 675^{\circ}C$)

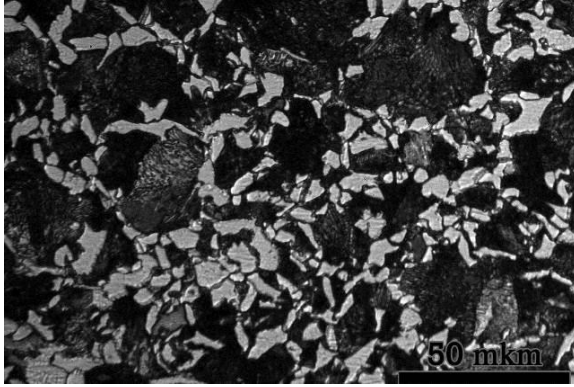


$\frac{1}{4}$ толщины проката, x750

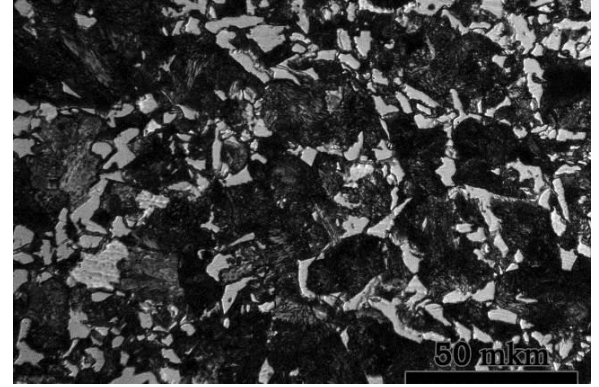


$\frac{1}{2}$ толщины проката, x750

Рисунок 4.8 – Микроструктура образца 3 ($T_{см} = 650^{\circ}C$)



¼ толщины проката, х750



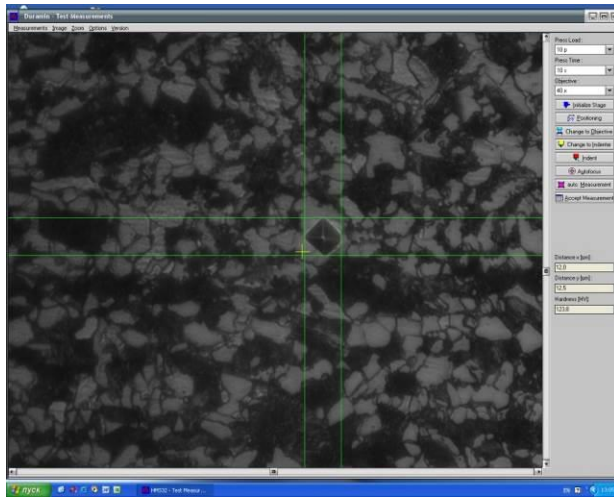
½ толщины проката, х750

Рисунок 4.9– Микроструктура образца 4.1 ($T_{см} = 625^{\circ}C$)

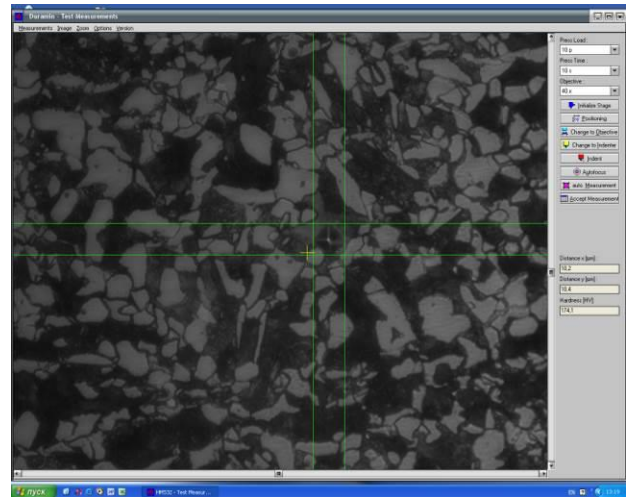
На рисунках 4.6-4.7 видно, что при высоких температурах смотки ($T_{см} = 675-700^{\circ}C$) микроструктура стали представлена матрицей полигонального феррита, высокоуглеродистая фаза перлит, объемная доля перлита – около 35-40%. При снижении температуры смотки до $650^{\circ}C$ зерна феррита измельчаются (см. рисунок 4.8), но остаются в основном равноосными, при смотке при $625^{\circ}C$ (см. рисунок 4.9) в дополнение к измельчению зерен, начинает наблюдаться формирование зерен игольчатой морфологии. Доля высокоуглеродистой фазы при температуре смотки $650^{\circ}C$ достигает $\sim 50\%$, при смотке $625^{\circ}C$ – 60-70%.

При температурах смотки $700-675^{\circ}C$ содержание углерода в составе твердой фазы близко к эвтектоидному (0,8%), о чем можно судить по его доле в микроструктуре. Очевидно, что твердая фаза представляет из себя классический пластинчатый перлит. При смотке при температурах $650^{\circ}C$ и ниже, как можно рассчитать из объемной доли темнотравящейся фазы в микроструктуре, содержание углерода в высокоуглеродистой фазе ниже, чем эвтектоидное, около 0,5-0,7%. Возможно, высокоуглеродистая фаза представлена смесью перлита (или сорбита), и бейнита.

Исследовали микротвердость структурных составляющих образцов №1 и №4к на автоматическом микротвердомере Duramin с нагрузкой 10г. Полученные результаты показаны на рисунках 4.10, 4.11 и в таблице 4.5.

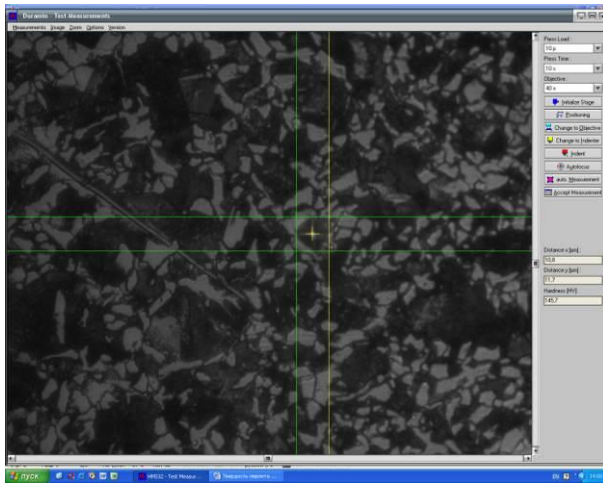


а

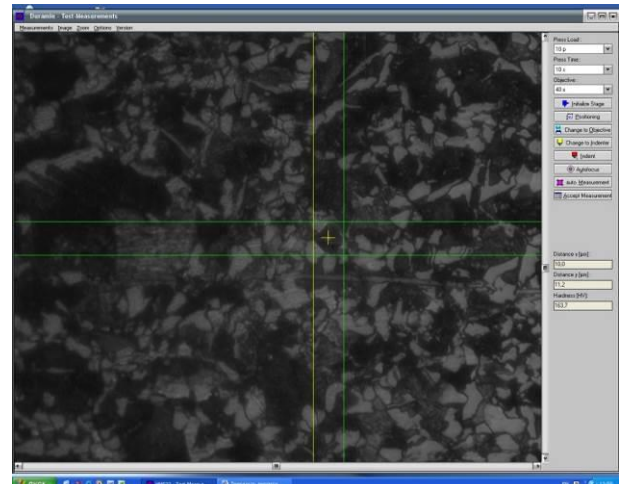


б

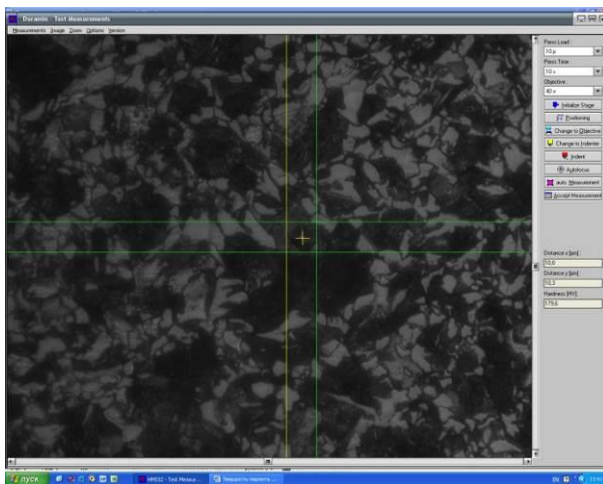
Рисунок 4.10 – Отпечатки микротвердости на образце 1. а-феррит, б-перлит



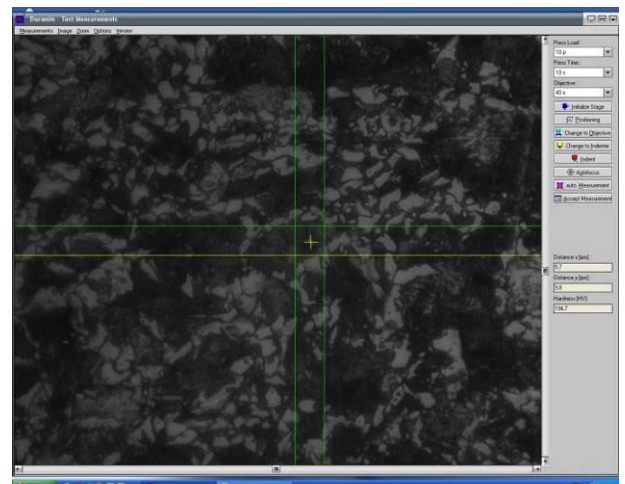
а



б



в



г

Рисунок 4.11– Отпечатки микротвердости на образце 4к: а,б – феррит; в,г - перлит

Таблица 4.5 – Результаты измерения твердости образцов от лабораторного проката

№ образца	Твердость феррита		Твердость перлита	
	Единичные значения	Ср.значение	Единичные значения	Ср.значение
№1, T _{см} =700°С	123,7; 134,1; 123,8; 130,5; 128,8.	128,2.	174,1; 182,4; 191,6; 176,8; 185,5.	182,1
№4к, T _{см} =625°С	163,7; 145,7; 143,7	151,0	188,5; 179,6; 194,7; 185,4; 174,1	184,5

Замеры микротвердости показали, что средняя твердость перлита приблизительно одинакова у образцов 1 и 4к, в то время как твердость феррита довольно значительно отличается – у образца 1 она составляет в среднем $HV_{0,01} = 128$, у образца 4к – в среднем $HV_{0,01} = 151$. Возможно, это связано с частично сдвиговой морфологией феррита в образце 4к, и, предположительно, более высокой плотностью дислокаций в нем, возможно, с тем, что при замере, из-за меньшего размера зерна в образце 4к не удавалось померить твердость одного зерна, отпечаток пересекал границы. В любом случае, показано, что в образце 4к феррит, либо за счет более мелкого зерна, либо за счет более высокой плотности дислокаций, вносит дополнительный вклад в прочностные свойства стали, в первую очередь, влияя на предел текучести. Несмотря на то, что микротвердость перлита в образцах одинаковая, объемная доля его выше в образце 4к, за счет чего и наблюдаются более высокие прочностные свойства данного образца.

Для более точного определения типа прочной фазы (перлита) провели исследование микроструктуры образцов №2 и 4к методом сканирующей электронной микроскопии. Полученные изображения микроструктуры приведены на рисунках 4.12, 4.13. На рисунке 4.12 представлена микроструктура эвтектоидного перлита с параллельным расположением пластинок цементита, и достаточно крупным (до 50 мкм) размером колоний. Структура, очевидно, равновесная, и должна иметь минимальную исходную плотность дислокаций.

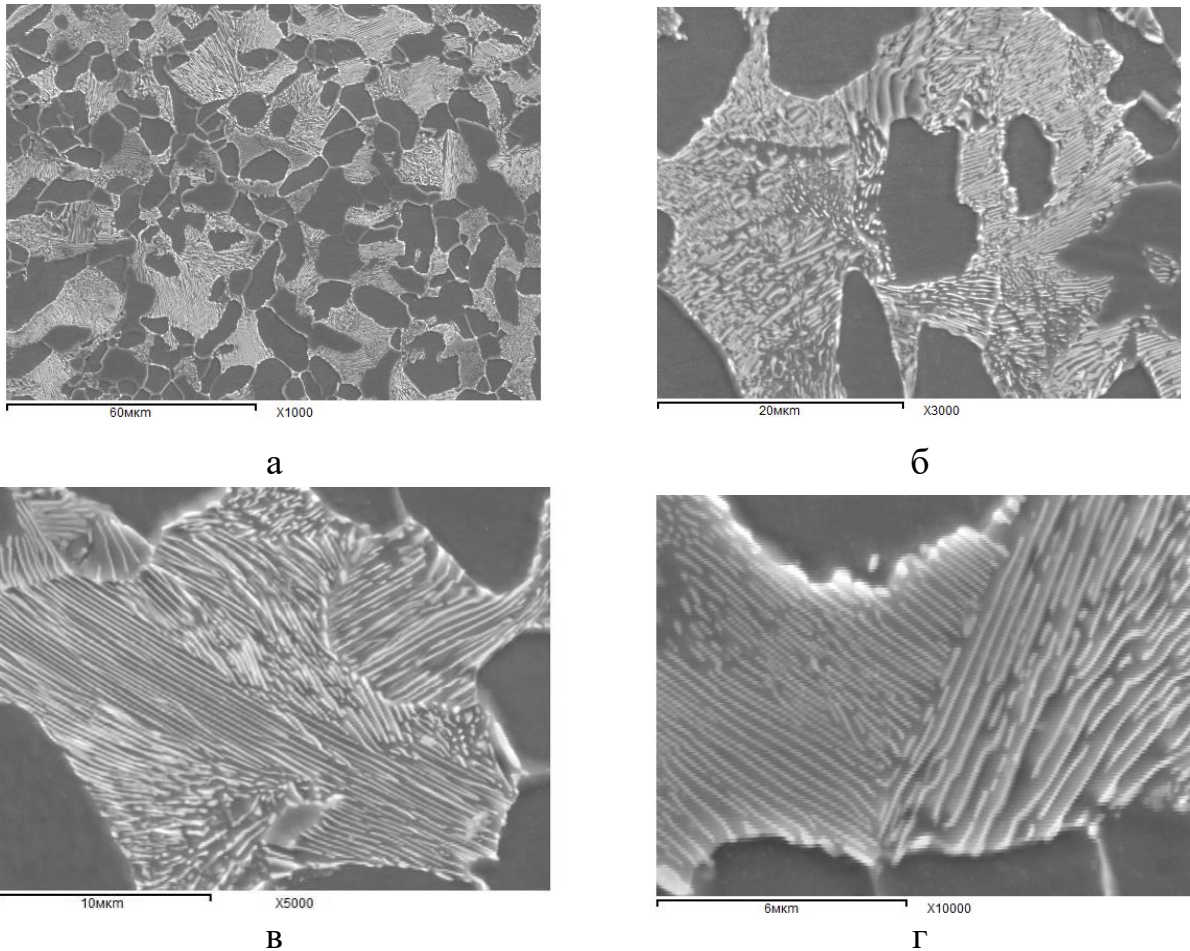


Рисунок 4.12 – Микроструктура высокоуглеродистой фазы (перлита). Образец 2.
а – $\times 1000$, б – $\times 3000$, в – $\times 5000$, г – $\times 10000$

Микроструктура, представленная на рисунке 4.13, классическим эвтектоидным перлитом не является. Видно, что наряду с колониями тонкопластинчатого перлита (сорбита), присутствует структурная составляющая с разориентированными дисперсными выделениями пластинок цементита (вырожденный перлит) (см. рисунок 4.13, в,г), или вообще без явных выделений, но имеющую рельеф, отличный от ферритных зерен (вероятно, верхний бейнит).

Подобную структуру, представляющую из себя смесь сорбита, вырожденного перлита и верхнего бейнита, уже нельзя классифицировать как перлит, она является переходной от перлита к бейниту. Такая структура, за счет наличия продуктов промежуточного превращения, имеет повышенную, по

сравнением с микроструктурой образца 1, плотность дислокаций, и, вероятно, будет демонстрировать высокий прирост предела текучести в трубном переделе.

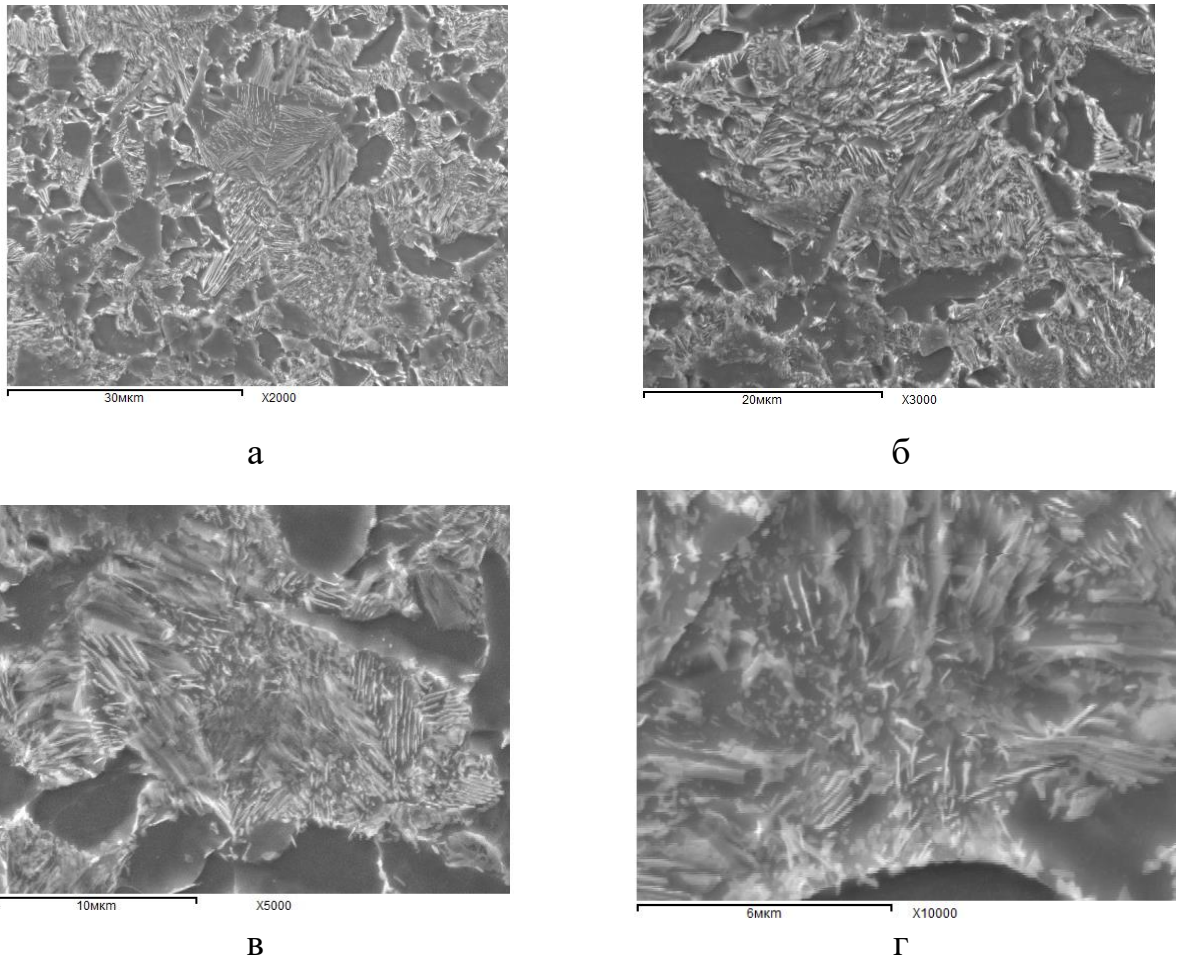


Рисунок 4.13 – Микроструктура высокоуглеродистой фазы (сорбит+бейнит).
Образец 4с. а – x2000, б – x3000, в – x5000, г – x10000

Таким образом, целевая структура, дающая минимальный прирост предела текучести в трубе, а именно смесь полигонального феррита и эвтектоидного перлита, обеспечивается при температуре смотки 675-700°C. При указанных температурах смотки предел текучести минимальный (409-456МПа), а уровень временного сопротивления – 650-683МПа, что практически соответствует целевому уровню требований к прокату для изготовления труб группы прочности К55. Химический состав и режим смотки ($T_{см} = 670-700^{\circ}C$) могут быть рекомендованы для промышленного опробования.

4.2.3 Моделирование процессов, происходящих при трубном переделе

Моделирование физических процессов, происходящих при трубном переделе проводили с использованием испытательного комплекса Gleeble 3800. Образцы (длина образца 135мм, диаметр рабочей части 4,5мм, длина рабочей части 40мм) подвергались предварительной деформации 2, 3, 4% и далее проводилось испытание на растяжение. Также испытывали контрольный образец, не подвергавшийся предварительной деформации. Результаты испытаний показаны в таблице 4.6 и на рисунках 4.14- 4.15.

Таблица 4.6 – Изменения механических свойств стали К55

Режим	$T_{cm}, ^\circ C$	Степень деформации	$\sigma_T, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\Delta\sigma_T, \text{МПа}$	$\Delta\sigma_B, \text{МПа}$
1	700	0	387	650		
		2	458	640	71	-10
		3	517	638	147	-12
		4	534	620	147	-30
2	675	0	427	666		
		2	482	639	55	-27
		3	537	655	110	-11
		4	562	644	135	-22
3	650	0	501	732		
		2	575	735	74	3
		3	601	715	100	-17
		4	612	695	111	-37
4	625	0	493	702		
		2	683	725	190	23
		3	733	749	240	47
		4	742	765	249	63

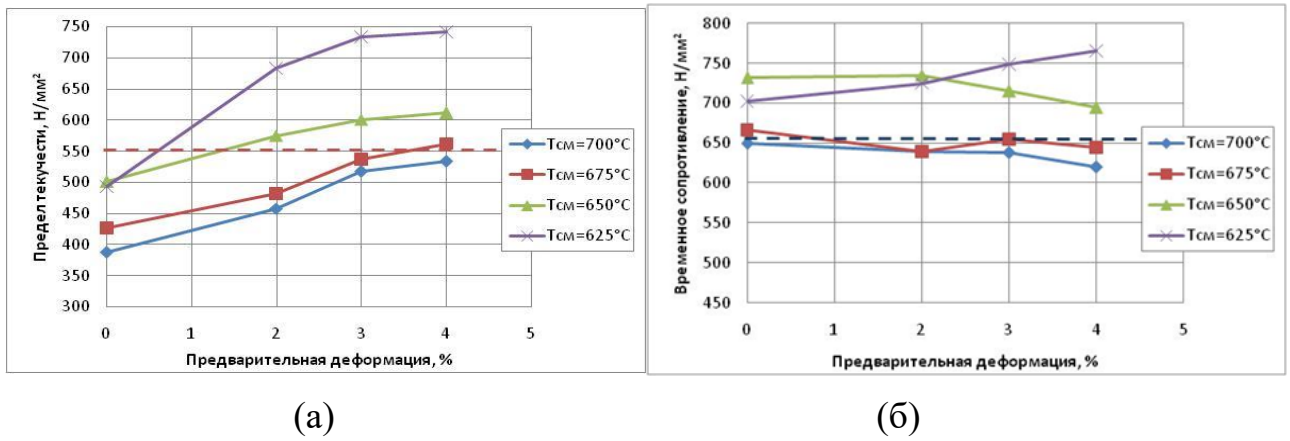


Рисунок 4.14 – Изменение прочностных свойств стали К55 после предварительной деформации: а) изменение предела текучести; б) изменение временного сопротивления

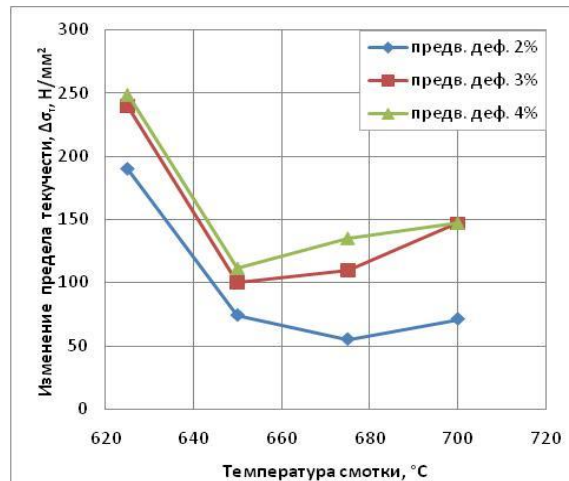


Рисунок 4.15 – Влияние температуры скотки на изменение предела текучести стали К55 после приложения предварительной деформации

Оптимальным решением является осуществление скотки стали К55 при температурах 670-700°C. Однако, значения временного сопротивления при этом находятся вблизи нижней границы требований. Высокий прирост предела текучести вероятно связан с изменением типа микроструктуры стали К55 при понижении температуры скотки от равновесной феррито-перлитной (при $T_{см}=675-700^{\circ}C$), до феррито-перрито-бейнитной при $T_{см}=625^{\circ}C$, в которой вторая (высокоуглеродистая) фаза представлена в основном не равновесным перлитом, а смесью вырожденного перлита и верхнего бейнита (см. рисунки 4.12, 4.13).

Наличие продуктов промежуточного превращения, характеризующихся повышенной, по сравнению с равновесной микроструктурой, плотностью дислокаций, приводит к повышению прироста предела текучести при трубном переделе. Таким образом, для обеспечения относительно низкого прироста предела текучести при трубном переделе и обеспечения требований к пределу текучести проката из стали К55 в трубе необходимо создавать условия для формирования равновесной феррито-перлитной микроструктуры стали, что обеспечивается при осуществлении смотки при температурах 670-700°С. Для обеспечения требований к временному сопротивлению рекомендуется несколько повысить содержание углерода и марганца в стали.

4.3 Разработка химического состава новой стали и технологии производства проката группы прочности К55 на основе результатов эксперимента и с учетом особенностей оборудования стана 2000

На основании анализа результатов проведенных экспериментов разработаны рекомендации по корректировке химического состава стали К55 (таблица 4.7), который по сравнению с опробованным при проведении лабораторного эксперимента, характеризуется более высоким содержанием углерода и марганца для обеспечения требований к временному сопротивлению как рулонного проката, так и основного металла труб, и отсутствием микролегирования ванадием, что позволит снизить степень повышения предела текучести после трубного передела благодаря отсутствию дисперсионного упрочнения частицами V(C,N), а также уменьшить затраты на производство рулонного проката группы прочности К55.

Таблица 4.7 – Рекомендуемый химический состав стали К55

	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	V	Nb	Ti	Mo	N
Min	0,36	0,30	1,0						0,02					
Max	0,39	0,50	1,2	0,005	0,01	0,10	0,1	0,1	0,05	0,01	0,007	0,005	0,05	0,008

Рекомендуемые основные параметры производства полос из стали К55 –
 $T_{кп}=910-940^{\circ}\text{C}$, $T_{см}=670-700^{\circ}\text{C}$.

4.3.1 Проведение опытной выплавки и прокатки стали К55 в ПАО «Северсталь»

Проведена опытная выплавка и прокатка прототипа стали К55 на мощностях ПАО «Северсталь» и ПАО «Северсталь-Метиз». Было выплавлено две марки стали. Химический состав выплавленной стали представлен в таблице 4.8. Основные температурные параметры прокатки и результаты механических испытаний показаны в таблице 4.9.

Таблица 4.8 – Химический состав опытных плавок

Вариант состава	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	V	Nb	Ti	Mo
40ГС	0,372	0,44	1,18	0,0075	0,0084	0,038	0,013	0,025	0,037	0,0029	-	0,0011	0,0029
40ХГ	0,384	0,26	1,44	0,0075	0,0082	0,132	0,016	0,026	0,036	0,0035	0,001	0,0011	0,0033

Таблица 4.9 – Температурные параметры прокатки и результаты механических испытаний полос

Марка	№ полосы	$T_{нагрева}, ^{\circ}\text{C}$	$T_{н.прокатки}, ^{\circ}\text{C}$	$T_{кп}, ^{\circ}\text{C}$	$\sigma_T, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	σ_T/σ_B	$\delta_5, \%$
40ГС	17-1	1240	1050	940	385	680	0,57	16,5
	17-2	1190	1000	870	360	630	0,57	19
	17-3	1200	1040	936	380	655	0,58	17
	17-4	1180	1020	880	375	650	0,58	18
40ХГ	18-1	1150	990	865	425	720	0,59	20
	18-2	1180	1000	870	430	730	0,59	18
	18-3	1200	1020	927	400	700	0,57	18
	18-4	1212	1050	940	415	710	0,58	19

Прокат толщиной 8мм производили на 4-х клетьевом стане горячей прокатки АЗТМ-300 по режимам горячей прокатки без ускоренного охлаждения. Использовались два режима прокатки, в том числе в соответствии с рекомендациями ЦНИИчермет.

Результаты испытаний показывают, что использование рекомендуемого ЦНИИчермет химического состава стали и режимов прокатки с более высокой температурой нагрева и $T_{\text{кп}}$ позволяют обеспечить в прокате более низкие значения предела текучести и удовлетворительные значения временного сопротивления.

В соответствии с выявленными закономерностями о влиянии типа структуры стали К55 на прирост значений предела текучести при трубном переделе, ожидается, что при использовании рекомендуемого химического состава, температуры нагрева 1220-1240°C, $T_{\text{кп}}=910-940^\circ\text{C}$ и $T_{\text{см}}=670-700^\circ\text{C}$ в промышленном производстве требуемые значения предела текучести будут обеспечены как в рулонном прокате, так и после трубного передела при производстве труб $\text{Ø}168,28\text{мм}$.

4.3.2 Анализ результатов, производства контрольной партии проката группы прочности К55 (по АРІ) толщиной 6-10 (12) мм. Оценка качества проката в объеме требований НТД

4.3.2.1 Производство полос толщиной 8,9 мм для труб диаметром 168мм

В соответствие с разработанными рекомендациями ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина» для производства контрольной партии проката толщиной 8,9 мм для труб группы прочности К55 выплавлена сталь скорректированного химического состава (плавка №387378). Химический состав стали представлен в таблице 4.10.

Из слябов плавки №387378 был произведен рулонный прокат толщиной 8,9 мм. Рекомендованные параметры температуры конца прокатки и смотки – $T_{\text{кп}}=910-940^\circ\text{C}$, $T_{\text{см}}=670-700^\circ\text{C}$.

Таблица 4.10 – Химический состав стали плавки 387378

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	V	Nb	Ti	Mo	N
0,39	0,41	1,18	0,003	0,006	0,04	0,03	0,05	0,04	0,004	0,003	0,002	0,003	0,007

Фактические значения основных технологических параметров прокатки и охлаждения, а также результаты сдаточных испытаний показаны в таблице 4.11.

Таблица 4.11 – Значения основных технологических параметров производства и результаты механических испытаний рулонного проката плавки 387378

№ полосы	Место отбора проб	$T_{кп},$ °C	$T_{см},$ °C	$\sigma_T, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	σ_T/σ_B	$\delta_5, \%$	$KV^{+20},$ Дж
9733-01	Голова	944	651	345	675	0,51	25	н.д.
	2-й виток			352	676	0,52	22	38
	3-й виток			335	670	0,50	23	н.д.
10634-01	2-й виток	892	666	375	685	0,55	23	35
10634-02	2-й виток	876	689	370	690	0,54	22	36
11169-01	2-й виток	948	825	325	660	0,49	21	32
18642-01	2-й виток	884	673	390	690	0,57	22,5	40
18642-02	2-й виток	891	669	365	690	0,53	23,5	41
21067-01	2-й виток	918	686	365	680	0,54	22,5	31
21375-01	2-й виток	916	672	345	670	0,51	22,5	25
35140-01	-	891	612	-	-	-	-	-
35140-02	-	885	663	-	-	-	-	-
35140-03	-	891	669	-	-	-	-	-
35140-04	2-й виток	875	676	350	690	0,51	21	33
35140-05	2-й виток	885	664	365	680	0,54	22	36
37505-01	2-й виток	884	631	450	660	0,68	24	51
<i>Требования к свойствам труб K55 (по API)</i>				379-552	≥ 655		≥ 17	≥ 20

Из представленных данных видно, что по рекомендованному ЦНИИчермет режиму произведено 2 полосы: 21067-01 и 21375-01. Прокат, произведенный из стали скорректированного химического состава, произведенный по разработанным ЦНИИчермет режимам, характеризуется достаточным уровнем временного сопротивления и низким пределом текучести (ниже требований, предъявляемых к основному металлу труб), что должно обеспечивать гарантированное получение заданных значений предела текучести после трубного передела. Значения относительного удлинения и работы удара соответствуют требованиям.

При прокатке слэбов плавки №387378 были реализованы следующие режимы производства:

1. Режим, рекомендованный ЦНИИчермет: $T_{\text{кп}}=910-940^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=670-700^{\circ}\text{C}$;
2. Режим с более низкими значениями температуры конца прокатки: $T_{\text{кп}}=870-900^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=670-700^{\circ}\text{C}$;
3. Режим аналогичный режиму 2 с пониженной температурой смотки: $T_{\text{кп}}=870-900^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=631^{\circ}\text{C}$ (полоса 37505-01) и $T_{\text{см}}=612^{\circ}\text{C}$ (полоса 35140-01);
4. Режим прокатки с пониженной температурой смотки (полоса 9733-01): $T_{\text{кп}}=944^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=651^{\circ}\text{C}$;
5. Режим прокатки с высокими температурами конца прокатки и смотки (полоса 11169-01): $T_{\text{кп}}=948^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=825^{\circ}\text{C}$.

Оценка влияния режима производства проката толщиной 8,9 мм на механические свойства проводилась путем сравнения средних значений показателей механических свойств полос (для режимов 3-5 – индивидуальных, так как по этим режимам произведено и испытано по 1 полосе) (таблица 4.12).

В случае применения режима 3, отличающегося от режима 2 только пониженной температурой смотки ($T_{\text{см}}=631^{\circ}\text{C}$), наблюдается увеличение предела текучести проката на ~80МПа.

Применение режима 4 с температурой смотки ниже 670°C (полоса 9733-01) показало также достаточно хорошие результаты. Однако, этот режим не может быть рекомендован для промышленного производства. Как показали проведенные ранее исследования, целевой структурой, обеспечивающей требуемый комплекс

свойств как в прокате, так и основном металле труб, является крупнозернистая феррито-перлитная структура, содержащая полигональный феррит и равновесный эвтектоидный перлит, что обеспечивается при $T_{см}=670-700^{\circ}\text{C}$. Применение смотки при $\sim 650^{\circ}\text{C}$ и ниже, с учетом нестабильности температуры по длине полосы, может привести к уменьшению размера зерна феррита и формированию нежелательных структур (бейнита) и, как следствие, приведет к повышению предела текучести и вероятности отбраковки труб вследствие чрезмерного прироста предела текучести после трубного передела.

Применение режима 5 не обеспечивает достаточного запаса по временному сопротивлению, значения которого находятся вблизи нижней границы требований к группе прочности K55 с учетом наблюдавшегося снижения прочности в трубах.

Таблица 4.12 – Механические свойства проката толщиной 8,9 мм из стали группы прочности K55

Режим		σ_T , МПа	σ_B , МПа	σ_T/σ_B	δ_5 , %	KV ⁺²⁰ , Дж
1	$T_{кп}=910-940^{\circ}\text{C}$, $T_{см}=670-700^{\circ}\text{C}$	355	675	0,53	23	28
2	$T_{кп}=870-900^{\circ}\text{C}$, $T_{см}=670-700^{\circ}\text{C}$	369	688	0,54	22	37
3	$T_{кп}=884^{\circ}\text{C}$, $T_{см}=631^{\circ}\text{C}$	430	720	0,60	24	51
4	$T_{кп}=944^{\circ}\text{C}$, $T_{см}=651^{\circ}\text{C}$	344	674	0,51	23	38
5	$T_{кп}=948^{\circ}\text{C}$, $T_{см}=825^{\circ}\text{C}$	325	660	0,49	21	32
Требования к свойствам труб K55 (по API)		379-552	≥ 655	-	≥ 17	≥ 20

В результате анализа результатов испытаний полос, произведенных по опробованным режимам, сделано заключение о том, что для промышленного производства наиболее перспективными режимами можно считать режимы 1 и 2. Снижение температуры конца прокатки при том же режиме охлаждения (режим 2) приводит к повышению предела текучести, временного сопротивления, а также работы удара.

4.4 Оценка влияния уменьшения ширины штрипса на изменение предела текучести в результате трубного передела при производстве труб 168x8,9 мм

Была проведено исследование, направленное на изучение возможности снижения прироста предела текучести, при производстве труб путем уменьшения ширины штрипса и, как следствие, степени продольной вытяжки трубы после формовки.

При производстве труб 168x8,9мм использовался штрипс шириной 525 мм, степень вытяжки трубы после формовки при этом составляла 2,1%. В рамках исследования опробовано производство труб 168x8,9мм из штрипса шириной 519мм, при этом степень вытяжки трубы уменьшилась до 1,8%, и из штрипса шириной 517мм степень вытяжки труб составила 1,4%.

При проведении исследования использовался рулонный прокат из стали плавки №387378 (см. таблицу 4.10). Результаты механических испытаний произведенных труб представлены в таблице 4.13.

Таблица 4.13 – Результаты механических испытаний труб

Ширина штрипса, мм	Степень вытяжки, %	$\Delta\sigma_B$, МПа		$\Delta\sigma_B$ «труба-штрипс», МПа	$\Delta\sigma_T$, МПа		$\Delta\sigma_T$ «труба-штрипс», МПа
		штрипс	труба		штрипс	труба	
525	2,1	691	676	-15	394	525	+131
519	1,8	739	682	-57	444	523	+79
517	1,4	742	663	-79	464	501	+37

Влияние степени вытяжки труб 168x8,9мм из стали К55 на изменение предела текучести и временного сопротивления после трубного передела показано на рисунке 4.16.

Характерный вид микроструктуры образцов от проката и трубы показан на рисунке 4.17.

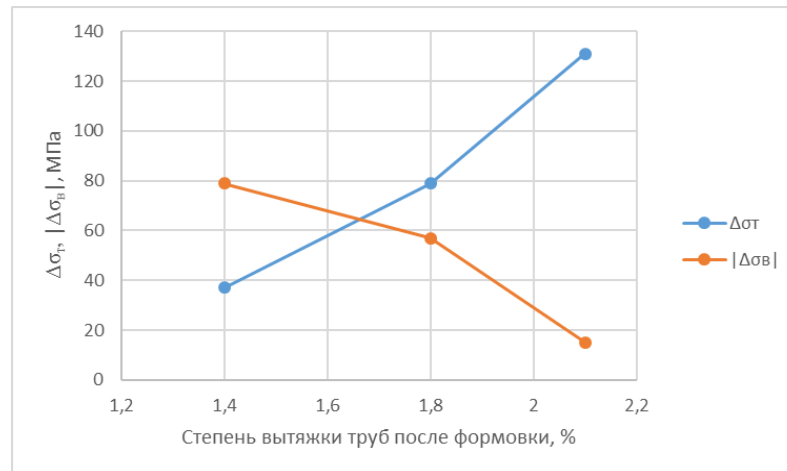
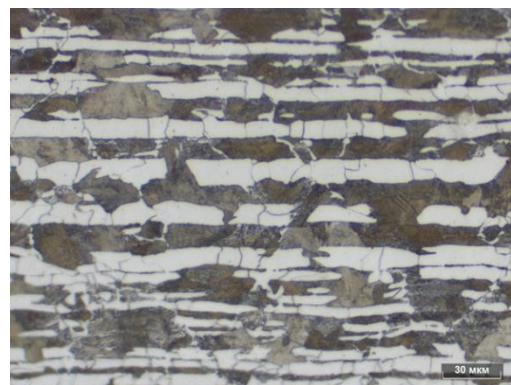


Рисунок 4.16 – Влияние степени вытяжки труб 168x8,9мм из стали К55 на изменение предела текучести и временного сопротивления после трубного передела



а



б

Рисунок 4.17 – Характерный вид микроструктуры образцов от проката толщиной 8,9мм и трубы 168x8,9мм нруппы прочности К55, х400
а) микроструктура рулонного проката; б) микроструктура образцов от трубы

В результате проведения исследования установлено, что при производстве труб 168x8,9мм уменьшение ширины штрипса на 6мм (519мм) приводит к снижению прироста предела текучести с 131МПа до 79МПа, а дальнейшее уменьшение ширины штрипса до 517мм приводит к снижению прироста предела текучести до 37МПа. Очевидно, что наблюдаемое изменение предела текучести

является следствием уменьшения плотности дислокаций в результате снижения степени вытяжки труб после формовки. Однако, следует учесть, что уменьшение ширины штрипса приводит к значительному понижению значений временного сопротивления в результате трубного передела.

Поэтому сделали вывод, что оптимальным решением является уменьшение ширины штрипса при производстве труб 168x8,9мм до 519мм (относительно номинального на 6мм), при этом степень продольной вытяжки составляет 1,8%.

4.5 Оценка уровня механических свойств труб Ø168 и Ø245 мм, произведенных из рулонного проката плавки 387378 и 296383

4.5.1 Оценка уровня механических свойств труб диаметром 168 мм (плавка 387378)

Из произведенного рулонного проката толщиной 8,9мм плавки №387378 были изготовлены трубы диаметром 168мм. Трубы формовали из штрипса уменьшенной ширины (519мм), степень вытяжки труб после формовки при этом составляла 1,8%. Испытанные трубы были изготовлены из полос, произведенных по режимам **2** ($T_{кп}=870-900^{\circ}\text{C}$, $T_{см}=670-700^{\circ}\text{C}$, полосы 35140-02...35140-05), **3** ($T_{кп}=870-900$, $T_{см}=631^{\circ}\text{C}$, полоса 37505-01) и **5** ($T_{кп}=948^{\circ}\text{C}$, $T_{см}=825^{\circ}\text{C}$, полоса 11169-01) (см. таблицу 4.11).

Результаты механических испытаний труб представлены в таблице 4.14. Из представленных данных видно, что механические свойства основного металла труб, произведенных из рулонного проката плавки 387378, полностью соответствуют требованиям к группы прочности K55 (по API).

Оценку степени изменения механических свойств стали K55 в результате трубного передела проводили путем сравнения фактических значений показателей механических свойств полосы и средних значений показателей механических свойств основного металла труб, произведенных из одного рулона. Указанные значения представлены в таблице 4.15.

Таблица 4.14 – Механические свойства труб, произведенных из проката плавки №387378

№ партии (прокат)	№ рулона	№ партии (труба)	№ рулона (ГПТИ)	№ штрипса	$\delta_5, \%$	$\sigma_T, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$
35140	04	73103К	1353	31	27	484	695
				32	23	533	747
				33	20	524	737
11169	01		1354	35	24	504	684
				36	26	488	691
35140	02		73104К	1281	25	23	489
		26			24	503	711
		27			25	506	719
35140	03	1352		28	20	520	696
				29	24	543	741
				30	26	484	691
35140	01	73105К	1279	19	24	538	738
				20	25	535	736
				21	22	540	730
35140	05		1280	22	26	487	700
				23	24	541	754
				24	28	500	698
Требования к трубам группы прочности К55					≥ 17	379-552	≥ 655

Из представленных данных видно, что в результате трубного передела происходит значительный рост предела текучести – на 144-171МПа, что больше значений, полученных при проведении исследования о влиянии ширины штрипса на прирост предела текучести после трубного передела. Однако, это не выводит

значения предела текучести основного металла труб за границы требований, предъявляемых к группы прочности K55 (по API).

Таблица 4.15 - Изменение механических свойств стали при трубном переделе

№ полосы	Режим	T _{кп} , °C	T _{см} , °C	Рулонный прокат			О.м. труб (ср.знач.)			Δ (труба-прокат)		
				σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ ₅ , %	σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ ₅ , %	Δσ _т , МПа	Δσ _в , МПа	Δδ ₅ , %
11169-01	5	948	825	325	660	21	496	688	25	+171	+27,5	+4
35140-04	2	875	676	350	690	21	514	726	23	+164	+36	+2
35140-05	2	885	664	365	680	22	509	717	26	+144	+37	+4
37505-01	3	884	631	430	720	24	540	730	24	+110	+10	0

Значения временного сопротивления после трубного передела также увеличиваются в среднем на 27,5-37МПа (в отличие от результатов, продемонстрированных при моделировании). Величина отношения σ_t/σ_v увеличивается на 0,17-0,20, относительного удлинения – на 2-4%. В целом, изменения механических свойств стали K55 при трубном переделе для проката, произведенного по режимам 2 и 5, отличаются незначительно.

4.5.2 Оценка уровня механических свойств труб диаметром 245 мм (плавка 296383)

В таблице 4.16 представлены результаты испытаний механических свойств труб 245x8,9мм, изготовленных из рулонного проката плавки 296383 (0,39C-1,32Mn-0,36Si) по режиму с T_{кп}=880-900°C и T_{см}=705-735°C.

Ввиду отсутствия данных о взаимосвязи номеров полос и произведенных из них труб, оценку влияния трубного передела проводили путем сравнения механических свойств произведенных труб и средних значений механических свойств рулонного проката, при этом получено: $(\sigma_T)_{cp}=393,75\text{МПа}$, $(\sigma_B)_{cp}=702,5\text{МПа}$, $(\delta_5)_{cp}=23,875\%$.

Таблица 4.16 – Механические свойства труб 245x8,9мм (плавка 296383: 0,39С-0.36Si-1,32Mn)

Плавка	Партия	$\sigma_T, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\delta_5, \%$	$\Delta\sigma_T, \text{МПа}$	$\Delta\sigma_B, \text{МПа}$	$\Delta\delta_5, \%$
296383	68302К	480	660	22,0	86,25	-42,5	-1,85
		485	680	24,0	91,25	-22,5	0,15
		470	690	22,0	76,25	-12,5	-1,85
		485	690	22,5	91,25	-12,5	-1,35
	68301К	500	690	22,5	106,25	-12,5	-1,35
	68330К	495	680	22,0	101,25	-22,5	-1,85
	68324К	485	680	24,0	91,25	-22,5	0,15
		490	670	22,0	96,25	-32,5	-1,85
Ср. значения		486	680	23	92,5	-22,5	-1,2
<i>Требования к трубам К55</i>		379-552	≥ 655	≥ 17			

Из представленных данных видно, что основной металл труб 245x8,9мм полностью соответствует требованиям, предъявляемым к группы прочности К55: значения предела текучести труб изменяются в интервале 470-500МПа ($(\sigma_T)_{cp}=486\text{МПа}$), временного сопротивления – 660-690МПа ($(\sigma_B)_{cp}=680\text{МПа}$), относительного удлинения – 22,0-25% ($(\delta_5)_{cp}=23\%$).

В результате трубного передела предел текучести увеличивается на 76-106МПа ($(\Delta\sigma_T)_{cp}=92\text{МПа}$), временное сопротивление уменьшается на 12,5-

42,5МПа ($(\Delta\sigma_{\text{в}})_{\text{ср}}=-22,5\text{МПа}$), относительное удлинение уменьшается не более чем на 1,85% ($(\delta_5)_{\text{ср}}=-1\%$).

Следует отметить, что при производстве из рулонного проката толщиной 8,9мм труб диаметром 168мм (для состава с 0,39С и $T_{\text{см}}=660-700^{\circ}\text{C}$), происходит увеличение предела текучести на 122-193МПа, $(\Delta\sigma_{\text{т}})_{\text{ср}}=156\text{МПа}$ (при использовании штрипса шириной 519мм), а при производстве труб диаметром 245мм – на 76-106МПа, что связано с меньшим значением отношения t/D и соответственно с меньшей степенью деформационного упрочнения при производстве труб большего диаметра. При этом при производстве труб диаметром 168 мм из рулонного проката, произведенного по аналогичной технологии велика вероятность получения для основного металла труб значений предела текучести, превышающих требования, предъявляемые к группы прочности К55: при $(\sigma_{\text{т}})_{\text{ср}}=393,75\text{МПа}$ и $\Delta\sigma_{\text{т}}=122-193\text{МПа}$, $(\Delta\sigma_{\text{т}})_{\text{ср}}=156\text{МПа}$ прогнозируемые значения предела текучести в случае изготовления труб 168х8,9мм – 516-587МПа, $(\sigma_{\text{т}})_{\text{ср}}=550\text{МПа}$ при максимально допустимом для группы прочности К55 значении предела текучести 552МПа. При производстве труб 168х8,9мм из рулонного проката, произведенного из стали с 0,39С по режимам с $T_{\text{см}}=660-700^{\circ}\text{C}$ временное сопротивление увеличивается на 1-74МПа ($(\Delta\sigma_{\text{в}})_{\text{ср}}=31\text{МПа}$), а при производстве труб 245х8,9мм – уменьшается на 12,5-42,5МПа ($(\Delta\sigma_{\text{в}})_{\text{ср}}=-22,5\text{МПа}$). Окончательные выводы о величинах изменения предела текучести и временного сопротивления при изготовлении труб 245х8,9мм можно будет сделать после набора и анализа большего количества результатов сдаточных испытаний рулонного проката и труб 245х8,9мм.

Формирование такой микроструктуры стали К55 происходит при применении режимов производства с температурой смотки не ниже 660°C , при этом значения предела текучести в рулонном прокате должны быть около 350-380МПа.

Для обеспечения требований к временному сопротивлению не рекомендуется применение стали с содержанием углерода ниже 0,36%.

4.6 Анализ результатов производства рулонного проката толщиной 7,3 и 8,9мм для труб группы прочности K55 диаметром 168мм и проката толщиной 8,9мм для труб группы прочности K55 диаметром 245мм. Разработка рекомендаций для промышленного производства проката

Так как при производстве рулонного проката для труб группы прочности K55, основные сложности были связаны с обеспечением в основном металле труб требуемого уровня предела текучести и временного сопротивления, основной целью при проведении анализа результатов производства проката для труб K55, был поиск оптимального режима производства, обеспечивающего получение в металле труб заданных значений σ_T и σ_B .

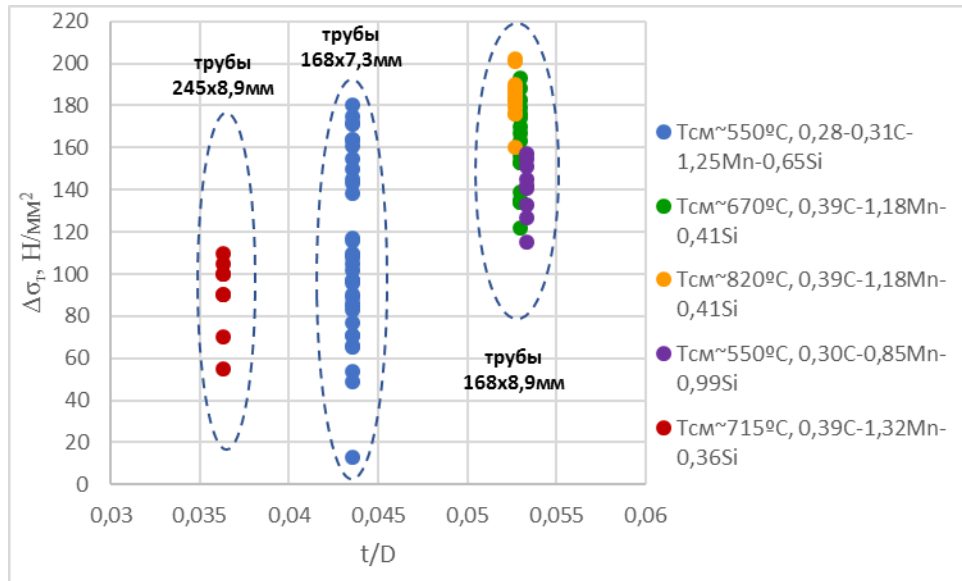
Значения температуры скотки варьировались в достаточно широком интервале от 510 до 825°C (значения температуры конца прокатки изменялись в пределах от 870 до 940°C). При отсутствии данных о том, из какой полосы исследуемой плавки были изготовлены трубы, использовали усредненные значения температуры скотки для используемого режима.

На первом этапе исследования оценивали изменение значений временного сопротивления и предела текучести при производстве труб различных типоразмеров. При этом в качестве независимой переменной использовали отношение толщины стенки трубы к ее диаметру (параметр t/D). Полученные графики (рисунок 4.18) показывают, что при увеличении t/D и, соответственно, повышении деформационного упрочнения основного металла труб, происходит прирост предела текучести, и снижение падения или прирост временного сопротивления.

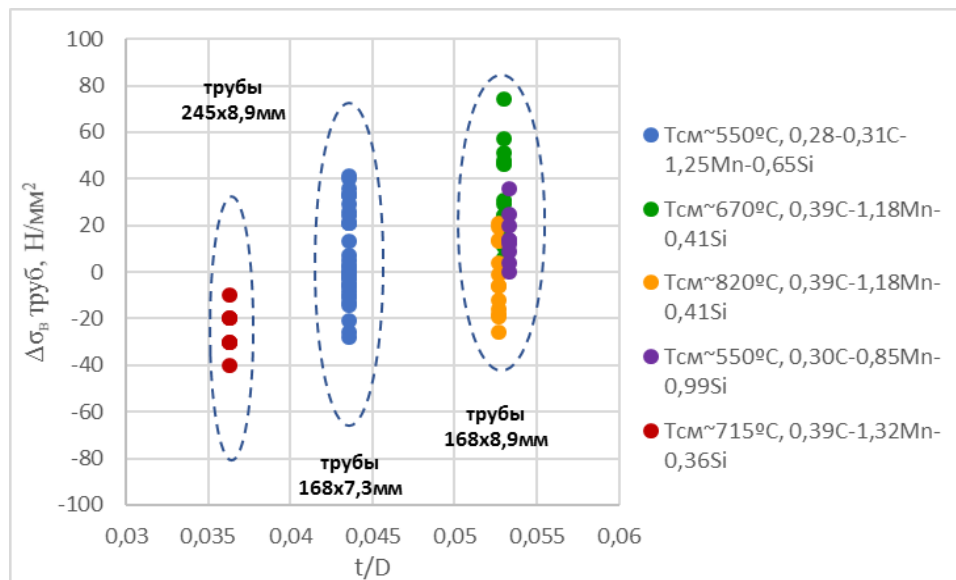
На рисунке 4.19 показано изменение предела текучести основного металла труб 168x8,9мм, 168x7,3мм и 245x8,9мм группы прочности K55 (пунктирная линия обозначает отсутствие изменения предела текучести при трубном переделе).

Определено, что при производстве труб 168x8,9мм наибольший рост предела текучести (до 200МПа) наблюдается при низких значениях предела текучести рулонного проката – 325-365МПа, значения предела текучести основного металла

труб при этом соответствуют требованиям, предъявляемым к группы прочности К55. При использовании рулонного проката с более высокими значениями предела текучести (455-475МПа) наблюдается уменьшение прироста σ_T при трубном переделе ($\Delta\sigma_T \sim 115-165$ МПа), однако несмотря на уменьшение $\Delta\sigma_T$ значения предела текучести основного металла труб превышают требования к стали группы прочности К55.



а



б

Рисунок 4.18 – Изменение предела текучести и временного сопротивления при производстве труб 168x8,9мм, 168x7,3мм и 245x8,9мм: а) изменение предела текучести; б) изменение временного сопротивления

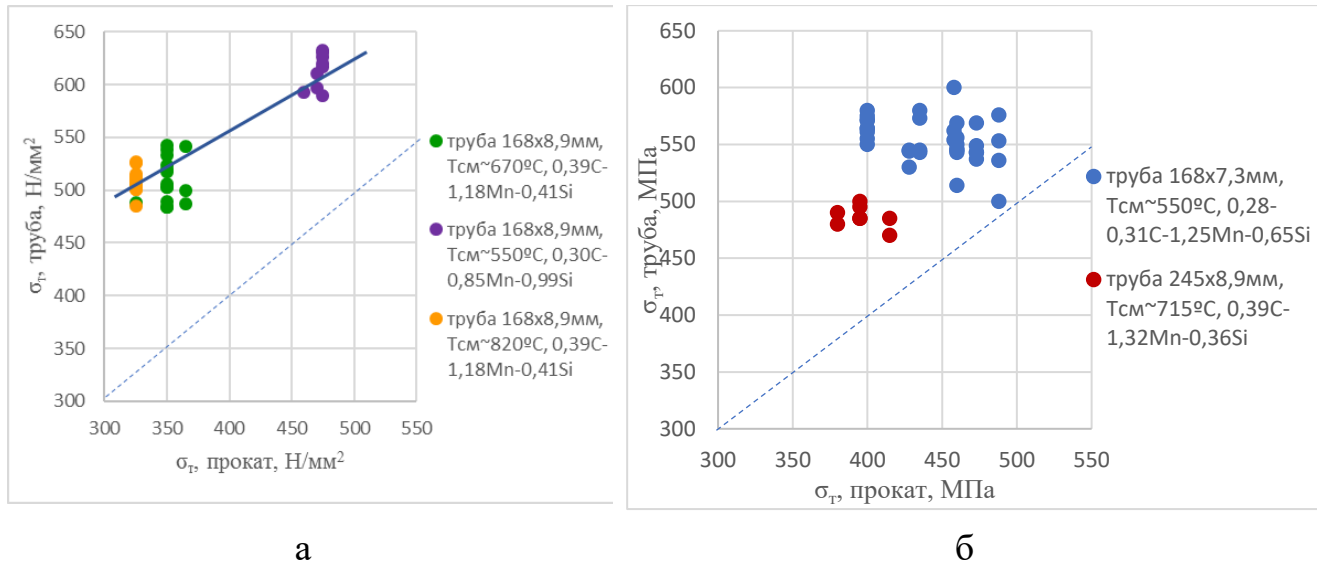


Рисунок 4.19 – Влияние технологии производства на изменение предела текучести основного металла труб группы прочности K55:

- а) изменение предела текучести при производстве труб 168x8,9мм;
 б) изменение предела текучести при производстве труб 168x7,3мм и 245x8,9мм

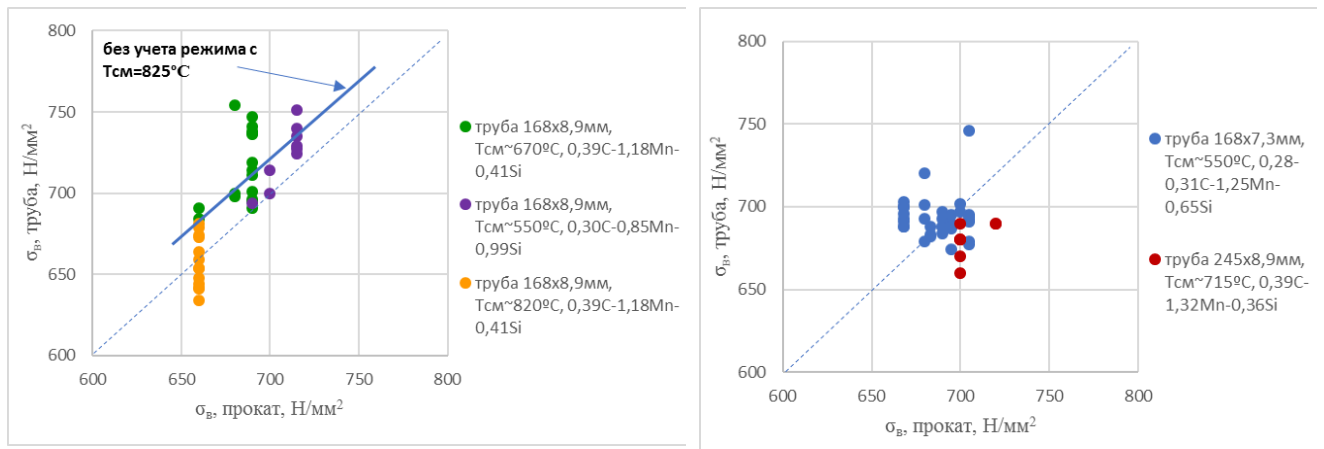
При производстве труб 168x7,3мм и 245x8,9мм деформационное упрочнение меньше, и наблюдается относительно низкий прирост предела текучести (по сравнению с трубами 168x8,9мм), при этом выявленная при анализе производства труб 168x8,9мм тенденция сохраняется: при исходно высоком пределе текучести рулонного проката прирост предела текучести при производстве труб уменьшается.

Так при производстве труб 168x7,3мм из рулонного проката с $\sigma_T \sim 590$ МПа прирост предела текучести составил $\sim 10-90$ МПа, а при использовании рулонного проката с $\sigma_T \sim 400$ МПа – $\sim 150-180$ МПа. Однако около 50% труб 168x7,3мм не соответствуют требованиям, предъявляемым к группы прочности K55 по причине высоких значений предела текучести. При производстве труб 168x8,9мм для гарантированного обеспечения требуемых значений предела текучести в основном металле труб, значения σ_T в рулонном прокате должны быть около 350 МПа. При производстве труб 168x7,3мм степень деформационного упрочнения ниже, однако для обеспечения в основном металле труб 168x7,3мм требований к группы

прочности К55 следует применять технологию прокатки, позволяющую снизить значения предела текучести рулонного проката ниже 400МПа.

При производстве труб 245x8,9мм с наименьшим значением отношения t/D прирост предела текучести изменяется в интервале 76-106МПа (среднее значение $\Delta\sigma_T=92$ МПа), предел текучести после формовки труб полностью соответствует требованиям к группы прочности К55.

При производстве труб 168x8,9мм из рулонного проката, произведенного по режимам с $T_{cm} \leq 670^\circ\text{C}$, временное сопротивление изменяется на 0-20МПа, при этом в среднем происходит рост значений временного сопротивления труб на ~20МПа (рисунок 4.20,а). В случае применения технологии с $T_{cm}=825^\circ\text{C}$ отмечен как рост, так и уменьшение временного сопротивления $\Delta\sigma_B$ изменяется в пределах -25...+30МПа ($(\Delta\sigma_B)_{cp}=1,5$ МПа), при этом около 50% труб не соответствует требованиям к группы прочности К55 по причине низких значений временного сопротивления.



а

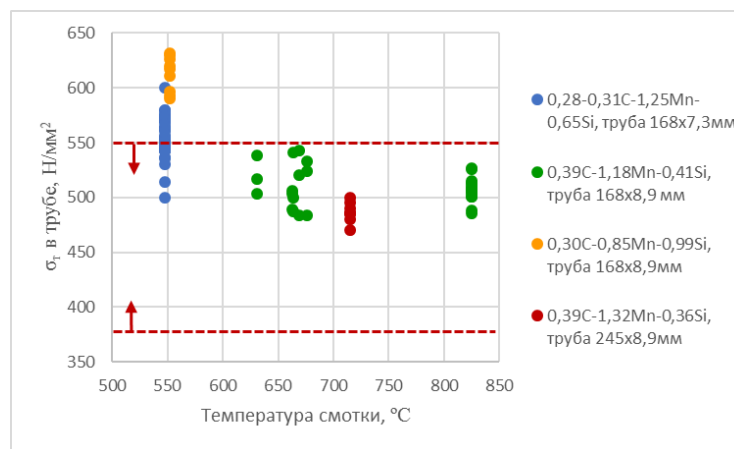
б

Рисунок 4.20 – Влияние технологии производства на изменение временного сопротивления основного металла труб группы прочности К55:

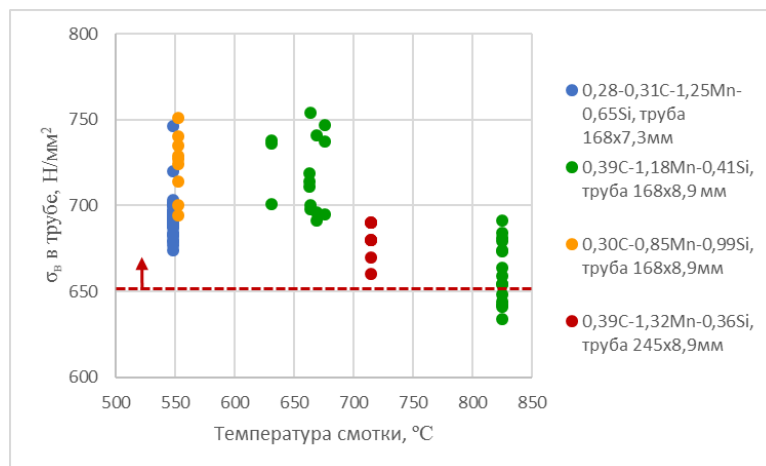
- изменение временного сопротивления при производстве труб 168x8,9мм;
- изменение временного сопротивления при производстве труб 168x7,3мм и 245x8,9мм

При производстве труб 168x7,3мм с более низким значением t/D (по сравнению с трубами 168x8,9мм) значительного роста временного сопротивления не наблюдается (рисунок 4.20,б), временное сопротивление при трубном пределе изменяется в пределах $-28...+40$ МПа ($(\Delta\sigma_B)_{cp}=6,6$ МПа). При производстве труб 245x8,9мм наблюдается уменьшение временного сопротивления основного металла труб от 12,5 до 42,5МПа ($(\Delta\sigma_B)_{cp}= -22,5$ МПа).

На рисунке 4.21 показана зависимость значений предела текучести и временного сопротивления основного металла труб от T_{cm} при производстве рулонного проката.



а



б

Рисунок 4.21 – Влияние технологии производства рулонного проката на механические свойства основного металла произведенных из него труб:

а) влияние технологии производства на предел текучести;

б) влияние технологии производства на временное сопротивление

Из представленных данных видно, что для обеспечения в основном металле труб, требуемых для группы прочности K55 значений временного сопротивления и предела текучести, применение режимов с $T_{см}$ ниже 600°C и выше $705\text{-}735^{\circ}\text{C}$ не целесообразно, при этом значения временного сопротивления основного металла труб при $T_{см}=705\text{-}735^{\circ}\text{C}$ ниже, чем при $660\text{-}700^{\circ}\text{C}$ (рисунок 4.21, б).

Для оценки результатов производства рулонного проката толщиной $7,3\text{ мм}$ и $8,9\text{ мм}$ для труб группы прочности K55 диаметром 168 мм и проката толщиной $8,9\text{ мм}$ для труб диаметром 245 мм определены минимальные, максимальные и средние значения предела текучести и временного сопротивления рулонного проката и основного металла произведенных из него труб. Полученные для каждого использованного режима данные показаны на рисунках 4.22, 4.23 и в таблице 4.17.

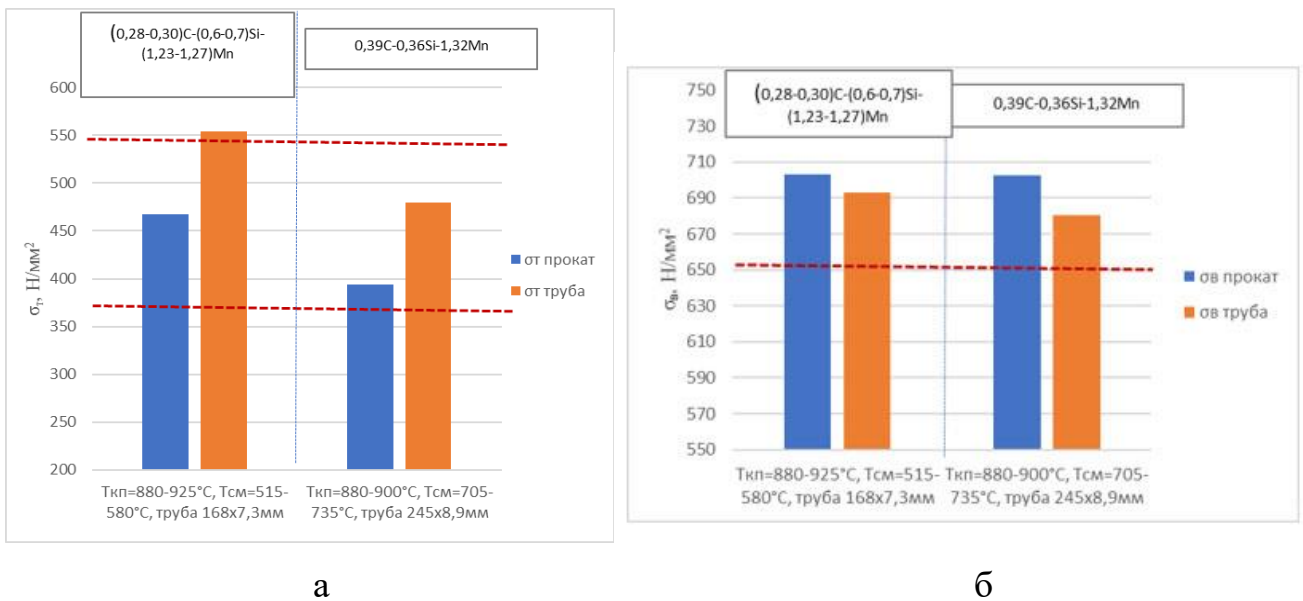
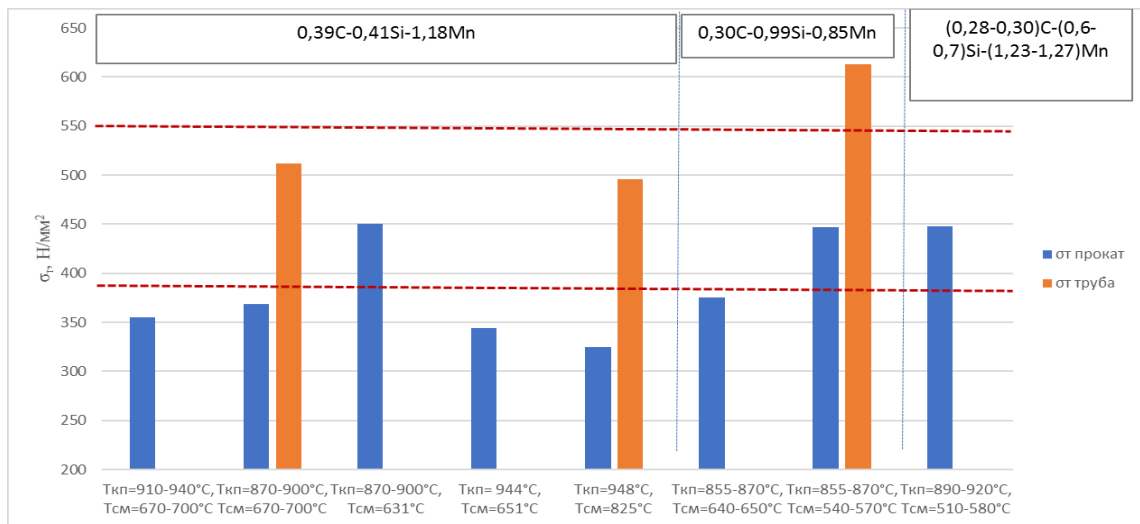


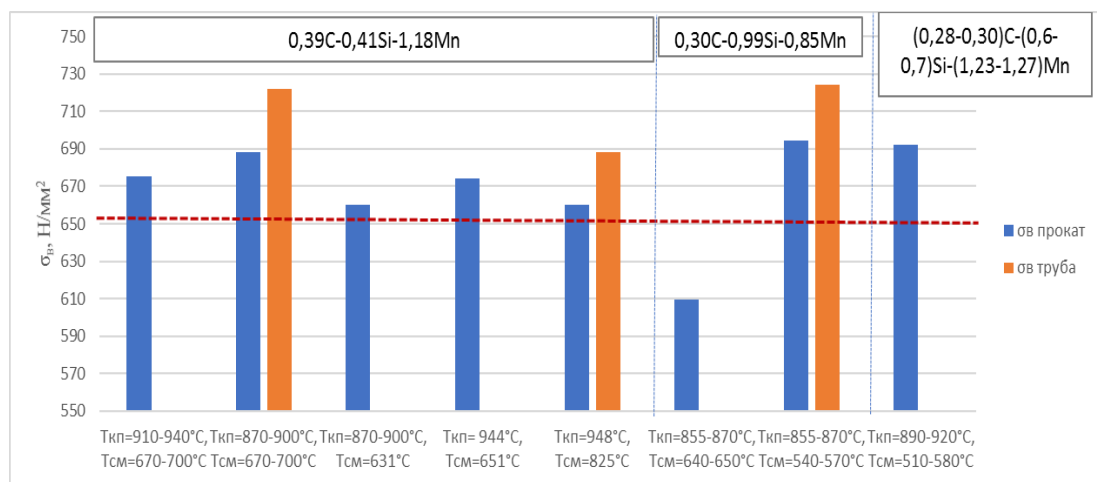
Рисунок 4.22 – Влияние химического состава и технологии производства на показатели прочности рулонного проката толщиной $7,3\text{ мм}$ и основного металла изготовленных из него труб $\text{Ø}168\text{ мм}$ и рулонного проката $8,9\text{ мм}$ и изготовленных из него труб $\text{Ø}245\text{ мм}$: а) предел текучести рулонного проката и труб; б) временное сопротивление рулонного проката и труб

Таблица 4.17 – Минимальные, максимальные и средние значения прочностных показателей рулонного проката, произведенного по опробованным технологиям, и основного металла произведенных из него труб группы прочности K55

Толщи на прокат а	Химия	Режим		Число полос/ труб	прокат		труба	
					σ_T , МПа	σ_B , МПа	σ_T , МПа	σ_B , МПа
					Мин-макс ср			
8,9мм для труб 168мм	0,39C- 0,41Si- 1,18Mn	1	$T_{\text{кп}}=910-940^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=670-700^{\circ}\text{C}$	<u>2/0</u>	<u>345-365</u> 355	<u>670-680</u> 675	-	-
		2	$T_{\text{кп}}=870-900^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=670-700^{\circ}\text{C}$	<u>8/15</u>	<u>365-390</u> 365	<u>685-690</u> 688	<u>484-543</u> 512	<u>684-754</u> 722
		3	$T_{\text{кп}}=870-900^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=631^{\circ}\text{C}$	1/0	450	660		
		4	$T_{\text{кп}}=944^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=651^{\circ}\text{C}$	1/0	344	674		
		5	$T_{\text{кп}}=948^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=825^{\circ}\text{C}$	1/2	325	660	<u>488-504</u> 496	<u>684-691</u> 688
8,9 мм для труб 168 мм	0,30C- 0,99Si- 0,85Mn	6	$T_{\text{кп}}=855-870^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=640-650^{\circ}\text{C}$	<u>3/0</u>	<u>370-390</u> 375	<u>590-630</u> 609		
		7	$T_{\text{кп}}=855-870^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=540-570^{\circ}\text{C}$	<u>5/9</u>	<u>400-480</u> 447	<u>660-730</u> 695	<u>590-630</u> 613	<u>694-740</u> 724
8,9 мм для труб 168	(0,28- 0,30)C-(0,6- 0,7)Si-(1,23- 1,27)Mn	8	$T_{\text{кп}}=890-920^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=510-580^{\circ}\text{C}$	<u>42/0</u>	<u>375-550</u> 448	<u>655-770</u> 692		
7,3 мм для труб 168 мм	(0,28-0,31)C- (0,6-0,7)Si- (1,23- 1,26)Mn	8	$T_{\text{кп}}=880-925^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=515-580^{\circ}\text{C}$,	<u>91/35</u>	<u>385-520</u> 467	<u>665-775</u> 703	<u>500-600</u> 554	<u>674-746</u> 693
8,9мм для труб 245мм	0,39C- 0,36Si- 1,32Mn	9	$T_{\text{кп}}=880-900^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=705-735^{\circ}\text{C}$,	<u>4/11</u>	<u>380-415</u> 394	<u>690-720</u> 703	<u>455-500</u> 480	<u>660-690</u> 680
<i>Требования к трубам K55</i>					379-552	≥ 655	379-552	≥ 655



а



б

Рисунок 4.23 – Влияние химического состава и технологии производства на показатели прочности рулонного проката толщиной 8,9 мм и основного металла изготовленных из него труб диаметром 168 мм: а) предел текучести рулонного проката и труб; б) временное сопротивление рулонного проката и труб

Из представленных данных видно, что удовлетворительные результаты наблюдаются в случае применения химического состава, разработанного ЦНИИчермет в рамках проведения настоящей работы, и характеризующегося содержанием углерода 0,39% (плавка 387378), а также близкого к рекомендованному составу плавки 296383, отличающегося более высоким содержанием марганца, предложенного специалистами ПАО «Северсталь». 100% годных труб группы прочности K55 получено из проката, произведенного по

технологии со следующими значениями основных параметров: $T_{\text{кп}}=870-900^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=660-700^{\circ}\text{C}$ (трубы 168x8,9мм) и $T_{\text{кп}}=870-900^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=705-735^{\circ}\text{C}$ (трубы 245x8,9мм). Режим производства с $T_{\text{кп}}\sim 950^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}\sim 825^{\circ}\text{C}$ не может быть рекомендован, по причине получения относительно низкого временного сопротивления в прокате и высокой вероятности несоответствия основного металла труб требованиям, предъявляемым к группы прочности K55, в случае падения временного сопротивления при трубном переделе.

В результате проведения настоящей работы, выявлено, что для обеспечения в основном металле труб уровня механических свойств, соответствующих группе прочности K55, не рекомендуется использование стали с содержанием углерода ниже 0,36%.

При этом рекомендованный интервал содержания углерода для НТД увеличивается до 0,36-0,40%. Известно, что повышение содержания углерода может привести к снижению работы удара. Анализ результатов испытаний на ударный изгиб образцов от проката с 0,39%С (плавка 387378) показал, что понижение температуры конца прокатки от 910-940 °С до 870-900°С при $T_{\text{см}}=660-700^{\circ}\text{C}$ позволяет повысить работу удара с 25-31 Дж ($KV_{\text{ср}}=28\text{Дж}$) до 33-41 Дж ($KV_{\text{ср}}=37\text{Дж}$). В соответствии с вышесказанным, для предотвращения падения ударной вязкости при повышении углерода в стали K55 рекомендуется понижение температуры конца прокатки до 870-900°С.

Таким образом, для промышленного производства рулонного проката для труб группы прочности K55 рекомендуется применение химического состава, указанного в таблице 4.18.

Таблица 4.18 – Рекомендуемый химический состав стали K55

	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	V	Nb	Ti	Mo	N
Min	0,37	0,30	1,0						0,02					
Max	0,40	0,50	1,2	0,005	0,01	0,10	0,10	0,10	0,05	0,01	0,007	0,005	0,05	0,008

Рекомендуемым режимом производства является режим со следующими значениями основных технологических параметров: $T_{\text{кп}}=870-900^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=660-700^{\circ}\text{C}$. Считаем, что разработанные рекомендации, основанные на описанных ранее металлургических подходах и результатов моделирования трубного передела, применимы для производства рулонного проката для труб группы прочности K55, обозначенных в настоящей работе толщин 6-10 (12)мм.

По согласованию с ОАО «ГПТИ» при производстве труб малого и среднего диаметров, для уменьшения деформационного упрочнения труб при формовке и продольной вытяжке, рекомендуется применение штрипса уменьшенной ширины, для обеспечения степени продольной вытяжки труб после формовки не более 1,8%.

Для труб $\varnothing 168\text{мм}$ рекомендуемая ширина составляет 519мм, дальнейшее уменьшение ширины штрипса не рекомендуется во избежание значительного понижения временного сопротивления. В процессе валковой формовки плоская трубная заготовка (штрипс) последовательно формуется в закрытую трубную заготовку круглой формы, при этом в металле заготовки возникают упругопластические деформации изгиба, растяжения и сжатия. На выходе из каждой клетки возникшие в металле упругие напряжения приводят к появлению нежелательного эффекта «распружинивания» заготовки, что может привести к гофробразованию при формовке, непроварам, строчечности сварного шва и аварийным ситуациям при прокатке. Для минимизации эффекта распружинивания применяются холостые валки, удерживающие кромки заготовки между клетями.

Выводы по главе 4

1. В рамках первой опытной прокатки был опробован режим с температурой конца прокатки ($T_{\text{кп}}$) $830-870^{\circ}\text{C}$, температурой на первой группе моталок ($T_{\text{см1}}$) $650-680^{\circ}\text{C}$ и температурой смотки ($T_{\text{см}}$) $=620-640^{\circ}\text{C}$. Произведено 4 рулона, механические свойства которых полностью удовлетворяют требованиям к стали группы прочности K55. Однако, в результате трубного передела предел текучести

увеличился (в среднем на 142МПа) и оказался выше требований к трубам группы прочности К55.

2. Результаты механических испытаний проката и основного металла труб показали, что применение высоких температур скотки позволяет снизить предел текучести рулонного проката, а также снизить эффект повышения предела текучести при трубном переделе. Однако, при использовании этих режимов, временное сопротивление основного металла труб не соответствовало требованиям.

3. В ходе проведенных исследований установлено, что при $T_{см}$ ниже 630-640°C уровень σ_b как рулонов, так и труб, выше 655МПа, наблюдается прирост σ_b в трубе. При температуре скотки выше 630-640°C уровень σ_b как рулонов, так и труб, ниже 655МПа, наблюдается уменьшение σ_b в трубе. Температура скотки 640°C также разграничивает значения предела текучести; при температуре скотки выше 630-640°C значения σ_T в рулоне низкие, в трубе – удовлетворительные, ниже критического уровня, прирост величины σ_T в трубе умеренный. При температуре скотки ниже 630-640°C уровень значений σ_T в рулоне повышается, прирост величины σ_T в трубе аномально высокий, σ_T в трубе – неудовлетворительный, выше уровня требований.

4. Исследование микроструктуры образцов от полос опытно-промышленных партий показало, что при температуре скотки около 600°C микроструктура стали достаточно мелкозернистая, высокоуглеродистая фаза представляет собой не только перлит, но и вырожденный перлит, а при повышении $T_{см}$ до 680°C и $T_{кп}=920°C$ наблюдается увеличение размера зерна феррита, вырожденного перлита не обнаружено.

5. Показано, что для обеспечения низких значений предела текучести, необходимо обеспечивать условия для формирования феррито-перлитной структуры, высокоуглеродистая фаза которой представляет собой перлит, образовавшийся в результате диффузионного превращения, что реализуется при использовании температуры скотки более 650°C.

6. Установлено, что снижение температуры смотки приводит к росту временного сопротивления и предела текучести, снижению величин относительного и равномерного удлинения, и повышению работы удара KV^{+21} . Зависимости имеют характер, близкий к линейному.

7. Установлено, что при высоких температурах смотки ($T_{см} = 675-700^{\circ}C$) микроструктура стали представлена матрицей полигонального феррита, высокоуглеродистая фаза перлит, объемная доля перлита – около 35-40%. При снижении температуры смотки до $650^{\circ}C$ зерна феррита измельчаются, но остаются в основном равноосными, при смотке при $625^{\circ}C$ в дополнение к измельчению зерен, начинает наблюдаться формирование зерен игольчатой морфологии. Доля высокоуглеродистой фазы при температуре смотки $650^{\circ}C$ достигает $\sim 50\%$, при смотке $625^{\circ}C$ – 60-70%. При температурах смотки $700-675^{\circ}C$ содержание углерода в составе твердой фазы близко к эвтектоидному (0,8%), о чем можно судить по его доле в микроструктуре.

8. Установлено, что целевая структура, дающая минимальный прирост предела текучести в трубе, а именно смесь полигонального феррита и эвтектоидного перлита, обеспечивается при температуре смотки $675-700^{\circ}C$. Режим смотки ($T_{см} = 670-700^{\circ}C$) может быть рекомендован для промышленного опробования.

9. Показано, что наименьшим приростом предела текучести при применении предварительной деформации 2-4% характеризуется прокат, произведенный с $T_{см} \geq 650^{\circ}C$. При этом предел текучести стали K55 увеличивается на 55-74 МПа при степени деформации 2% и 100-147 МПа при степени деформации 3-4%. Снижение температуры смотки до $625^{\circ}C$ приводит к увеличению степени изменения предела текучести при применении предварительной деформации 2-4% до 190-249 МПа.

10. В ходе исследований установлено, что высокий прирост предела текучести вероятно связан с изменением типа микроструктуры стали K55 при понижении температуры смотки от равновесной феррито-перлитной (при $T_{см} = 675-700^{\circ}C$), до феррито-перлитно-бейнитной при $T_{см} = 625^{\circ}C$, в которой вторая (высокоуглеродистая) фаза представлена в основном не равновесным перлитом, а

смесью вырожденного перлита и верхнего бейнита. Наличие продуктов промежуточного превращения, характеризующихся повышенной, по сравнению с равновесной микроструктурой, плотностью дислокаций, приводит к повышению прироста предела текучести при трубном переделе.

11. Установлено, что для обеспечения относительно низкого прироста предела текучести при трубном переделе и обеспечения требований к пределу текучести проката из стали К55 в трубе необходимо создавать условия для формирования равновесной феррито-перлитной микроструктуры стали, что обеспечивается при осуществлении смотки при температурах 670-700°C. Для обеспечения требований к временному сопротивлению рекомендуется несколько повысить содержание углерода и марганца в стали.

12. Результаты испытаний показывают, что использование рекомендуемого ЦНИИчермет химического состава стали и режимов прокатки с более высокой температурой нагрева и $T_{\text{кп}}$ позволяют обеспечить в прокате более низкие значения предела текучести и удовлетворительные значения временного сопротивления.

13. В соответствии с выявленными закономерностями о влиянии типа структуры стали К55 на прирост значений предела текучести при трубном переделе, ожидаем, что при использовании рекомендуемого химического состава, температуре нагрева 1220-1240°C и $T_{\text{кп}} = 910-940^\circ\text{C}$, $T_{\text{см}} = 670-700^\circ\text{C}$ в промышленном производстве требуемые значения предела текучести будут обеспечены как в рулонном прокате, так и после трубного передела при производстве труб $\text{Ø}168,28\text{мм}$.

14. В результате проведения исследования установлено, что при производстве труб 168x8,9мм уменьшение ширины штрипса на 6 мм (519мм) приводит к снижению прироста предела текучести с 131МПа до 79МПа, а дальнейшее уменьшение ширины штрипса до 517 мм приводит к снижению прироста предела текучести до 37МПа. Очевидно, что наблюдаемое изменение предела текучести является следствием уменьшения плотности дислокаций в результате снижения степени вытяжки труб после формовки. Однако, следует учесть, что уменьшение ширины штрипса приводит к значительному понижению

значений временного сопротивления в результате трубного передела. Поэтому сделали вывод, что оптимальным решением является уменьшение ширины штрипса при производстве труб 168x8,9мм до 519 мм (относительно номинального на 6мм), при этом степень продольной вытяжки составляет 1,8%.

15. Показано, что при производстве из рулонного проката толщиной 8,9мм труб диаметром 168мм (для состава с 0,39С и $T_{см}=660-700^{\circ}\text{C}$), происходит увеличение предела текучести на 122-193МПа, $(\Delta\sigma_T)_{ср}=156\text{МПа}$ (при использовании штрипса шириной 519мм), а при производстве труб диаметром 245мм – на 76-106МПа, что связано с меньшим значением отношения t/D и соответственно с меньшей степенью деформационного упрочнения при производстве труб большего диаметра.

16. В результате проведения настоящей работы, выявлено, что для обеспечения в основном металле труб уровня механических свойств, соответствующих группе прочности К55, не рекомендуется использование стали с содержанием углерода ниже 0,36%. При этом рекомендованный интервал содержания углерода для увеличивается до 0,37-0,40%. Известно, что повышение содержания углерода может привести к снижению работы удара. Анализ результатов испытаний на ударный изгиб образцов от проката с 0,39%С (плавка 387378) показал, что понижение температуры конца прокатки от 910-940 °С до 870-900°С при $T_{см}=660-700^{\circ}\text{C}$ позволяет повысить работу удара с 25-31 Дж ($KV_{ср}=28\text{Дж}$) до 33-41 Дж ($KV_{ср}=37\text{Дж}$). В соответствии с вышесказанным, для предотвращения падения ударной вязкости при повышении углерода в стали К55 рекомендуется понижение температуры конца прокатки до 870-900°С.

17. Установлено, что для промышленного производства рулонного проката для труб группы прочности К55 рекомендуется применение химического состава, указанного в таблице ниже.

Рекомендуемый химический состав стали К55

	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	V	Nb	Ti	Mo	N
Min	0,37	0,30	1,0						0,02					

Max	0,40	0,50	1,2	0,005	0,01	0,10	0,1	0,1	0,05	0,01	0,007	0,005	0,05	0,008
-----	------	------	-----	-------	------	------	-----	-----	------	------	-------	-------	------	-------

18. Рекомендуемым режимом производства является режим со следующими значениями основных технологических параметров: $T_{\text{кп}}=870-900^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{см}}=660-700^{\circ}\text{C}$. Считаем, что разработанные рекомендации, основанные на описанных ранее металлургических подходах и моделировании трубного передела, применимы для производства рулонного проката для труб группы прочности K55 обозначенных в настоящей работе толщин 6-10 (12)мм.

Заключение

В результате выполнения диссертационной работы, направленной на разработку научных и технологических основ изменения механических свойств стали после пластической деформации для изготовления электросварных труб группы прочности K55 по API 5CT получены следующие основные результаты:

1. Изучены параметры технологии изготовления труб на ТЭСА для стали с химическим составом $C=0,3\%$. Прирост предела текучести при производстве труб $168 \times 8,9$ мм составляет $+120$ МПа и превышает верхний предел в 552 МПа по требованиям стандарта API 5CT. Снижение предела текучести в прокате не обеспечивает требования к прочности не ниже 655 МПа как в прокате, так и в трубе;

2. Разработана физическая модель прогнозирования изменения механических свойств проката при изготовлении труб на ТЭСА. Для труб размером $168 \times 8,9$ мм изменение механических свойств при трубном переделе соответствует предварительной деформации образца рулонного проката на установке Gleeble3800 в 3% ;

3. Исследовано влияние химического состава, режимов прокатки и охлаждения на НШПС для формирования микроструктуры 60% перлита + 40% феррита для получения предела текучести не выше 400 МПа и предела прочности не ниже 655 МПа. Химический состав должен содержать $C=0,37-0,41\%$, $Mn=1,0-1,4\%$, температура конца прокатки на НШПС должна составлять $870-900^\circ\text{C}$, температура смотки – $670-710^\circ\text{C}$;

4. На основании описанных исследований и результатов моделирования трубного передела, разработана технология производства рулонного проката для труб группы прочности K55 толщин $6-12$ мм и диаметров труб $168,3-406,4$ мм;

5. Изучены параметры технологии изготовления труб на ТЭСА для $C=0,4\%$. Проведена оценка изменения значений временного сопротивления и предела текучести при производстве труб $168 \times 8,9$ мм, $245 \times 8,9$ мм. Определено, что при увеличении t/D и, соответственно, повышении деформационного упрочнения основного металла труб, происходит увеличение прироста величины предела текучести $(\Delta\sigma_t)_{cp}=+92$ МПа для труб $245 \times 8,9$ мм и $(\Delta\sigma_t)_{cp}=+154$ МПа для труб

168x8,9мм для сталей с феррито–перлитной структурой в условиях производства на ТЭСА;

б. Зарегистрирован патент №. RU 2728981 C1 – Способ производства горячекатаного проката повышенной прочности.

Список литературы

1. Эфрон Л. И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: «Металлургиздат», 2012. – 696 с.
2. Сталь для магистральных трубопроводов / Ю.И. Матросов, С.А. Литвиненко, С.А. Голованенко. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
3. Технологии производства стальных бесшовных труб для добычи трудноизвлекаемых углеводородов / А.Г. Ширяев, С.Г. Четвериков, С.Г. Чикалов, И.Ю. Пышминцев, П.В. Крылов // Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. – 2018. – 61(11) – С. 866–875.
4. API Spec 5CT Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия. 9-е изд. Американский нефтяной институт, 2011. – 287 с.
5. ISO 11960 Нефтяная и газовая промышленность - трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин. 4-е изд. Международная организация по стандартизации, 2011. – 269 с.
6. DSTU ISO 11960:2020. Petroleum and Natural Gas Industries—Steel Pipes for Use as Casing and Tubing for Wells; IOS: Geneva, Switzerland, 2020.
7. ГОСТ Р 53366-2009 Трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин в нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия. М.: Стандартиформ, 2010. – 190 с.
8. СТО Газпром 2-4.1-158-2007 Технические требования к обсадным трубам для месторождений ОАО «Газпром». М.: ООО «Информационно-рекламный центр газовой промышленности», 2007. – 23 с.
9. СТО Газпром 2-4.1-228-2008 Технические требования к насосно-компрессорным трубам для месторождений ОАО «Газпром». М.: ООО «Информационно-рекламный центр газовой промышленности», 2008. – 32 с.
10. Oil and gas wells and their integrity: Implications for shale and unconventional resource exploitation / R.J. Davies, S. Almond, R.S. Ward, R.B. Jackson,

C. Adams, F. Worrall, L.G. Herringshaw, J.G. Gluyas, M.A. Whitehead // *Marine and Petroleum Geology*. – 2014. – Т. 56. – P. 239–254.

11. Microstructure evolution of the semi-macro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments / B. Li, M. Luo, Z. Yang, F. Yang, H. Liu, H. Tang, Z. Zhang, J. Zhang // *Materials*. – 2019. – Т. 12. – №. 20. – P. 3310.

12. Effects of Q&T Parameters on Phase Transformation, Microstructure, Precipitation and Mechanical Properties in an Oil Casing Steel / Q. Zhang, Q. Yuan, Z. Xiong, M. Liu, G. Xu // *Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Т. 122. – № 14. – P. 1463–1472.

13. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов, Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон, В.И. Столяров, О.Н. Чевская. М.: Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.

14. Baker T.N. Microalloyed steels // *Ironmaking & Steelmaking*. –2016. – 43(4). – P. 264-307.

15. Baker T.N. Titanium microalloyed steels // *Ironmaking & Steelmaking*. – 2019. – 46(1). – P. 1–55.

16. Pickering F.B. Overview of titanium in microalloyed steels, in *Titanium technology in microalloyed steels* (ed. Baker T.N.). – London: The Institute of Materials Publ., 1997. – 10–43 p.

17. Takahashi Manabu. Sheet Steel Technology for the Last 100 Years: Progress in sheet steels in hand with the automotive industry // *Tetsu To Hagane-journal of The Iron and Steel Institute of Japan* 100. – 2014. – P. 82-93.

18. Belato Rosado D., De Waele W., Vanderschueren D., Hertelé S. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels // *International Journal of Sustainable Construction and Design*. – 2013. – Т. 4. – № 1.

19. Joo M.S., Suh D.W., Bhadeshia H.K.D.H. Mechanical anisotropy in steels for pipelines // *ISIJ international*. – 2013. – Т. 53. – № 8. – P. 1305–1314.

20. Microstructure and mechanical properties of two API steels for iron ore pipelines / Leonardo Barbosa Godefroid, Luiz CLAUDIO Candido, Rodrigo Vicente Bayão Toffolo, Luiz Henrique Barbosa // *Materials Research*. – 2014. – T. 17. – P. 114–120.
21. Tanaka T. Controlled rolling of steel plate and strip // *International metals reviews*. – 1981. – T. 26. – № 1. – P. 185-212.
22. Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel / W. Wang, W. Yan, L. Zhu, P. Hu, Y. Shan, K. Yang // *Materials & Design*. – 2009. – T. 30. – № 9. – P. 3436–3443.
23. Influences of austenization temperature and annealing time on duplex ultrafine microstructure and mechanical properties of medium Mn steel / Wang C., Cao Wq., Han Y., Cun-yu Wang, Chong-xiang Huang, Han Dong // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2015. – T. 22. – № 1. – P. 42–47.
24. Kim N.J., Thomas G. Effects of morphology on the mechanical behavior of a dual phase Fe/2Si/0.1 C steel // *Metallurgical Transactions A*. – 1981. – T. 12. – P. 483–489.
25. Liang X. The complex phase transformation of austenite in high strength linepipe steels and its influence on the mechanical properties : diss. – University of Pittsburgh, 2012.
26. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels / Y.M. Kim, S.K. Kim, Y.J. Lim, N.J. Kim // *ISIJ international*. – 2002. – T. 42. – № 12. – P. 1571–1577.
27. Separation phenomenon occurring during the Charpy impact test of API X80 pipeline steels. / Sang Yong Shin, Seokmin Hong, Jin-Ho Bae, Kisoo Kim, Sunghak Lee // *Metallurgical and Materials transactions A*. – 2009. – T. 40. – P. 2333–2349.
28. Relationships among crystallographic texture, fracture behavior and Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel / Xiao-Long Yang, Yun-Bo Xu, Xiao-Dong Tan, Di Wu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – T. 641. – P. 96–106.

29. Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel / S. Shanmugam, R.D.K. Misra, J. Hartmann, S. Jansto // *Materials Science and Engineering: A.* – 2006. – Т. 441. – № 1-2. – P. 215–229.

30. Effects of microstructure and pipe forming strain on yield strength before and after spiral pipe forming of API X70 and X80 linepipe steel sheets / S.S. Sohn, S.Y. Han, J.H. Bae, H.S. Kim, S. Lee // *Materials Science and Engineering: A.* – 2013. – Т. 573. – P. 18–26.

31. Effects of microstructure and yield ratio on strain hardening and Bauschinger effect in two API X80 linepipe steels / S.Y. Han, S.S. Sohn, S.Y. Shin, J.H. Bae, H.S. Kim, S. Lee // *Materials Science and Engineering: A.* – 2012. – Т. 551. – P. 192–199.

32. Belato Rosado D., De Waele W., Vanderschueren D., Hertelé S. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels // *International Journal of Sustainable Construction and Design.* – 2013. – Т. 4. – № 1.

33. High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective / I.S. Bott, L.F.G. De Souza, J.C.G. Teixeira, P.R. Rios // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2005. – Т. 36. – P. 443–454.

34. Improvement of Mechanical Properties of Heavy Plates for High Strength Linepipe Application i.e. in Arctic Regions. / F. Grimpe, H. Meuser, F. Gerdemann, E. Muthmann // *2nd International Conference on Super-High Strength Steels, Garda, Italy, 17–20 October 2010.*

35. Challenges to a Pipe Manufacturer Driven by Worldwide Pipe Projects. / H.-G. Hillenbrand, C. Kalwa, J. Schröder, C. Kassel // *18th Joint Technical Meeting on Pipeline Research.* – 2011. – Т. 13. – С. 1–12.

36. Nonn A., Kalwa C., Modelling of Damage Behaviour of High Strength Pipeline. // *18th European Conference on Fracture.* – 2010. – P. 1–8

37. Пейганович Н.В. Выпуск нефтегазопроводных труб с повышенной эксплуатационной надежностью // *Металлург.* – 2007. – № 12. – С. 51–55.

38. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами. М.: Metallurgizdat, 2003. – 520 с
39. Ментюков К.Ю. Влияние термомеханической обработки при производстве проката и трубного передела на структуру и механические свойства низколегированных сталей для труб большого диаметра: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 – ФГУП Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина. – Москва, 2017. – 122 с.
40. A review on casing while drilling technology for oil and gas production with well control model and economical analysis / Dipal Patel, Vivek Thakar, Sivakumar Pandian, Manan Shah, Anirbid Sircar // Petroleum. – 2019. – Т. 5. – № 1. – P. 1–12.
41. Epikhin A.V., Ulyanova O.S. History of oil drilling. – 2015. URL: <https://portal.tpu.ru/SHARED/s/SHAMAIM/academic/Tab1/2.ppt>.
42. Using casing to drill directional wells. / K.R. Fontenot, B. Lesso, R.D. Strickler, Tray Warren // Oilfield Review. – 2005. – Т. 17. – № 2. – P. 44–61.
43. Simultaneous Drill and Case Technology-Case Histories, Status and Options for Further Development / Hahn Detlef, Van Gestel, Wilhelmus, Fröhlich, Norbert, Glenn Stewart // Paper presented at the IADC/SPE Drilling Conference, New Orleans, Louisiana, February 2000.
44. Radwan A., Karimi M. Feasibility study of casing drilling application in hphit environments; A review of challenges, benefits, and limitations. // Paper presented at the SPE/IADC Middle East Drilling Technology Conference and Exhibition, Muscat, Oman, October 2011.
45. Verhoeven J.D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels // Journal of materials engineering and performance. – 2000. – Т. 9. – № 3. – P. 286–296.
46. Morrison W.B. Microalloy steels—the beginning // Materials Science and Technology. – 2009. – Т. 25. – № 9. – P. 1066–1073.

47. Morrison W.B. Influence of small niobium additions on properties of carbon-manganese steels // *Journal of the Iron and Steel Institute*. – 1963. – T. 201. – № 4. – P. 317–325.
48. Quantitative analysis of mixed niobium-titanium carbonitride solubility in HSLA steels based on atom probe tomography and electrical resistivity measurements. / Johannes Webel, Hardy Mohrbacher, Eric Detemple, Dominik Britz, Frank Mücklich // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – T. 18. – P. 2048–2063.
49. Tracing Microalloy Precipitation in Nb-Ti HSLA Steel during Austenite Conditioning. / J. Webel, A. Herges, D. Britz, E. Detemple, V. Flaxa, H. Mohrbacher, F. Mücklich // *Metals*. – 2020. – T. 10. – P. 243.
50. Cuddy L.J. The effect of microalloy concentration on the recrystallization of austenite during hot deformation. *The Metallurgical Society / AIME*, 1982. pp. 129–140.
51. Tata Steel. URL: <https://www.tata.com/business/tata-steel> (accessed on 16 January 2023).
52. On strength of microalloyed steels: an interpretive review / A.J. DeArdo, M.J. Hua, K.G. Cho, C.I. Garcia // *Materials Science and Technology*. – 2009. – T. 25. – № 9. – P. 1074–1082.
53. Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature / S. Vervynckt, K. Verbeken, B. Lopez, J.J. Jonas // *International Materials Reviews*. – 2012. – T. 57. – № 4. – P. 187–207.
54. DeArdo A.J. Niobium in modern steels // *International Materials Reviews*. – 2003. – T. 48. – № 6. – P. 371–402.
55. Baker T.N. Microalloyed steels // *Future developments of metals and ceramics* (ed. JA Charles et al.). – 1992. – P. 75-119.
56. Gladman T. *The physical metallurgy of microalloyed steels*. Institute of Materials Publ., 1997. T. 615, 363 p.
57. Strengthening from Nb-rich clusters in a Nb-microalloyed steel / K.Y. Xie, T. Zheng, J.M. Cairney, H. Kaul, J.G. Williams, F. Barbaro, C.R. Killmore, S.P. Ringer // *Scripta Materialia*. – 2012. – T. 66. – № 9. – P. 710–713.

58. Statistical and theoretical analysis of precipitates in dual-phase steels microalloyed with titanium and their effect on mechanical properties / R. Soto, W. Saikaly, X. Bano, C. Issartel, G. Rigaut, A. Charai // *Acta materialia*. – 1999. – T. 47. – №. 12. – P. 3475–3481.
59. Zhang L., Kannengiesser T. Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – T. 613. – P. 326–335.
60. Non-isothermal prior austenite grain growth of a high-Nb X100 pipeline steel during a simulated welding heat cycle process. / Gu Yu, Tian Peng, Wang Xu, Han Xiu-lin, Liao Bo, Xiao Fu-ren // *Materials and Design*. – 2016. – T. 89. – P. 589–596.
61. Development of high HAZ toughness steel plates for box columns with high heat input welding / Akihiko Kojima, Ken-Ichi Yoshii, Tomohiko Hada, Osamu Saeki, Kazutoshi Ichikawa, Yuzuru Yoshida, Yasumi Shimura, Kiyosaburo Azuma // *Shinnittetsu Giho*. – 2004. – P. 33–37.
62. Effect of dissolution and precipitation of Nb on the formation of acicular ferrite/bainite ferrite in low-carbon HSLA steels / Yan Chen, Dantian Zhang, Yongchang Liu, Huijun Li, Dakun Xu // *Materials Characterization*. – 2013. – T. 84. – P. 232–239.
63. Karjalainen L.P., Maccagno T.M., Jonas J.J. Softening and flow stress behaviour of Nb microalloyed steels during hot rolling simulation // *ISIJ international*. – 1995. – T. 35. – № 12. – P. 1523–1531.
64. Hansen S.S., Sande J.B.V., Cohen M. Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels // *Metallurgical Transactions A*. – 1980. – T. 11. – P. 387–402
65. Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel. / Jun Hu, Lin-Xiu Du, Hui Xie, Xiu-Hua Gao, R.D.K. Misra // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – T. 607. – P. 122–131.
66. Structure–mechanical property relationship in low carbon microalloyed steel plate processed using controlled rolling and two-stage continuous cooling / Jun Hu, Lin-Xiu Du, Jian-Jun Wang, Hui Xie, Cai-Ru Gao, R.D.K. Misra // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – T. 585. – P. 197–204.

67. Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C–Mn steel / J. Byun, J. Shim, Y.W. Cho, D.N. Lee // *Acta Materialia*. – 2003. – T. 51. – № 6. – P. 1593–1606.
68. Crystallography of intragranular ferrite formed on (MnS + V(C, N)) complex precipitate in austenite / G. Miyamoto, T. Shinyoshi, J. Yamaguchi, T. Furuhashi, T. Maki, R. Uemori // *Scripta Materialia*. – 2003. – T. 48. – № 4. – P. 371–377.
69. Effect of V and N Precipitation on Acicular Ferrite Formation in Sulfur-Lean Vanadium Steels / Capdevila C., García-Mateo C., Chao J., Francisca G. Caballero // *Metallurgical and Materials Transactions A* – 2009. – T. 40. – № 3. – P. 522–538.
70. Babu S.S., Bhadeshia H.K.D.H. Mechanism of the Transition from Bainite to Acicular Ferrite // *Materials Transactions, JIM*. – 1991. – T. 32. – № 8. – P. 679–688.
71. Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling / I. Madariaga, I. Gutiérrez, C. García-de Andrés, C. Capdevila // *Scripta Materialia*. – 1999. – T. 41. – № 3. – P. 229–235.
72. Sima Aminorroaya Yamini. Influence of microalloying elements (Ti, Nb) and nitrogen concentrations on precipitation of pipeline steels—A thermodynamic approach // *Engineering Reports*. – 2021. – T. 3. – № 7. – P. e12337.
73. Nature of large (Ti, Nb)(C, N) particles precipitated during the solidification of Ti, Nb HSLA steel / Xiaojun Zhuo, Xinhua Wang, Wanjun Wang, Hae-Geon Lee // *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material*. – 2007. – T. 14. – № 2. – P. 112–117.
74. Den Boer A.W., Malakhov D.V. Critical role of carbon during production of ferroniobium alloy additions // *Canadian Metallurgical Quarterly*. – 2014. – T. 53. – № 4. – P. 423–431.
75. The Mechanism for Coarse Nb-Rich Particle Formation in Steel. / S. Abraham, R. Bodnar, J. Lonnqvist, J. Hagstrom, E. Rydgren // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2021. – T. 52. – P. 3727–3749.
76. Microstructural Features Controlling Mechanical Properties in Nb-Mo Microalloyed Steels. Part I: Yield Strength. / P. Uranga, N. Isasti, D. Jorge-Badiola, M.L. Taheri // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2014. – T. 45. – P. 4960–4971.

77. Sn segregation at grain boundary and interface between MnS and matrix in Fe-3 mass% Si alloys doped with tin / S. Suzuki, K. Kuroki, H. Kobayashi, N. Takahashi // *Materials Transactions, JIM*. – 1992. – T. 33. – № 11. – P. 1068–1076.
78. Tsunekage N., Tsubakino H. Effects of sulfur content and sulfide-forming elements addition on impact properties of ferrite–pearlitic microalloyed steels // *ISIJ International*. – 2001. – T. 41. – № 5. – P. 498–505.
79. Phillips R., Chapman J.A. Influence of finish rolling temperature on mechanical properties of some commercial steels rolled to 13/16 in. diameter bars // *Journal of the Iron and Steel Institute*. – 1966. – T. 204. – P. 615–622.
80. Optimization of metallurgical factors for production of high strength, high toughness steel plate by controlled rolling / Matsubara Hiroyoshi, Tatsllmi Osuka, Isao Kozasu, Koshiro Tsukada // *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. – 1972. – T. 12. – P. 435–443.
81. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results // *Proceedings of the Physical Society. Section B*. – 1951. – T. 64. – № 9. – P. 747.
82. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals // *Journal of the Iron and Steel Institute*. – 1953. – T. 174. – P. 25–28.
83. The plastic deformation of polycrystalline aggregates. / R. Armstrong, I. Codd, R.M. Douthwaite, N.J. Petch // *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*. – 1962. – T. 7. – № 73. – P. 45–58.
84. Hoogendoorn T.M., Spanraft M.J. Quantifying the Effect of Microalloy Elements on Structures during Processing // *Microalloying*. – 1975. – P. 75–89.
85. Microalloyed steels through history until 2018: review of chemical composition, processing and hydrogen service / J.C. Villalobos, A. Del-Pozo, B. Campillo, J. Mayen, S. Serna // *Metals*. – 2018. – T. 8. – № 5. – P. 351.
86. Hansen S.S., Sande J.B.V., Cohen M. Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels // *Metallurgical Transactions A*. – 1980. – T. 11. – P. 387–402.

87. Palmiere E.J., Garcia C.I., DeArdo A.J. Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing niobium // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1994. – T. 25. – P. 277–286.
88. Gauthier G., LeBon A.B. Discussion: On the Recrystallization of Austenite // *Proceedings. Microalloying'75*. – 1975. – P. 1–3.
89. Kozasu I., Ouchi C., Sampei T., Okita T. Hot rolling as a High-Temperature Thermo-Mechanical Process // *International Symposium on High-strength, Low-alloy Steels (Microalloying 75)*, October 1-3, 1975, Washington, D.C., USA, (Union Carbide, New York, NY). – 1976. – P. 120–134.
90. Deardo A. Microalloyed Steels: Fifty Years of Progress - An Interpretive Review. URL: https://www.researchgate.net/publication/304374754_Microalloyed_Steels_Fifty_Years_of_Progress_-_An_Interpretive_Review [accessed Feb 07 2023].
91. Harlet P. H., Feron S., Cantinieaux P., Hugué J., Donnay B., Herman J.C. New hot rolling practice improving ductility performances of HSLA steel sheets // *38 th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*. – 1996. – T. 34. – P. 339–350.
92. Stalheim D.G. The use of high temperature processing (HTP) steel for high strength oil and gas transmission pipeline applications // *Iron & Steel*. – 2005. – T. 40. – № 11. – P. 699–704.
93. Misra D., Jansto S.G. Niobium-Based Alloy Design For Structural Applications: Processing-Structure-Property Paradigm // *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015: Conference Proceedings*. – Hoboken, NJ, USA : John Wiley & Sons, Inc. – 2015. – P. 261–266.
94. The effect of coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of a niobium–titanium microalloyed steel processed via thin slab casting / V.S.A. Challa, W.H. Zhou, R.D.K. Misra, R. O'Malley, S.G. Jansto // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – T. 595. – P. 143–153.
95. Sarmiento E.C., Evans J. Effect of strain accumulation and dynamic recrystallisation on the flow stress of HSLA steels during flat rolling // *Proceedings of an*

International Symposium on Processing, Microstructure, and Properties of HSLA Steels. Pennsylvania. Warrendale: ISS-AIME. – 1992. – P. 105–112.

96. Yada H., Matsumura Y., Senuma T. A new thermomechanical heat treatment for grain refining in low carbon steels // Proceedings of the 1st International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals (THERMEC '88), 1988; Keidanren Kaikan, Tokyo, Japan. Tokyo: ISIJ. – 1988. – P. 200–207.

97. The dynamic transformation of ferrite above Ae_3 and the consequences on hot rolling of steels / Fulvio Siciliano, Samuel Filgueiras Rodrigues, Clodualdo Jr Aranas, John J. Jonas // *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*. – 2020. – T. 17. – № 2. – P. 90–95.

98. Tamura I., Sekine H., Tanaka T. Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels. – Butterworth Publ., 1988. – 248 p.

99. Thermal Mechanisms of Grain Refinement in Steels: A Review / Z. Nasiri, S. Ghaemifar, M. Naghizadeh, H. Mirzadeh // *Metals and Materials International*. – 2021. – T. 27. – P. 2078–2094.

100. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions / Taku Sakai, Andrey Belyakov, Rustam Kaibyshev, Hiromi Miura, John J. Jonas // *Progress in materials science*. – 2014. – T. 60. – P. 130–207.

101. Huang K. E., Logé R. E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials // *Materials & Design*. – 2016. – T. 111. – № 8. – P. 548–574.

102. Sanz L., Pereda B., López B. Effect of thermomechanical treatment and coiling temperature on the strengthening mechanisms of low carbon steels microalloyed with Nb // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – T. 685. – P. 377–390.

103. Buchmayr B. Thermomechanical Treatment of Steels – A Real Disruptive Technology Since Decades // *Steel research international*. – 2017. – T. 88. – № 10. – P. 1700182.

104. Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides / Yoshimasa Funakawa, Tsuyoshi Shiozaki, Kunikazu Tomita,

Tetsuo Yamamoto, Eiji Maeda // *ISIJ international*. – 2004. – Т. 44. – № 11. – P. 1945–1951.

105. Zaitsev A., Arutyunyan N. Low-Carbon Ti-Mo Microalloyed Hot Rolled Steels: Special Features of the Formation of the Structural State and Mechanical Properties // *Metals*. – 2021. – Т. 11. – № 10. – P. 1584.

106. Zhao J., Jiang Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Т. 94. – P. 174–242.

107. Особенности выделения карбида титана в малоуглеродистых высокопрочных сталях, микролегированных титаном и молибденом / Н.Г. Шапошников, А.В. Колдаев, А.И. Зайцев, И.Г. Родионова, Д.Л. Дьяконов, Н.А. Арутюнян // *Металлург*. – 2016. – Т. 60. – С. 810–816.

108. Bakkaloğlu A. Effect of processing parameters on the microstructure and properties of an Nb microalloyed steel // *Materials letters*. – 2002. – Т. 56. – № 3. – P. 200–209.

109. Progress of high performance steel plates / Kojima Akihiko, Manabu Hoshino, Michio Kaneko, Masaaki Fujioka, Genichi Shigesato, Mutsuto Tanaka // *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*. – 2015. – № 110. – P. 3–7.

110. Klarner Jürgen, Bruno Buchmayr, Wolfgang Rainer. ToughTubes®–extrem feinkörnige nahtlose Stahlrohre // *BHM Berg-und Hüttenmännische Monatshefte*. – 2011. – 156(5) – P. 168–174.

111. Recent Development of Thin Slab Casting and Rolling Technology in a Challenging Market / K. Hoen, C. Klein, S. Krämer, Jea-Sook Chung // *Berg Huettenmaenn Monatsh*. – 2016. – Т. 161. – P. 415–420.

112. Danieli Universal Endless (DUE) / A. Pigani, P. Bobig, M. Knights, S. Martinis // *Berg Huettenmaenn Monatsh*. – 2016. – Т. 161. – P. 429–439.

113. The New World of Hot Strip Rolling – Achievements at Rizhao Steels’s New ESP Complex Setting New Standards / B. Linzer, A. Jungbauer, G. Wersching, A. Viehböck, Yu Changjiang, Yu Yao, Qi Linlei // *Berg Huettenmaenn Monatsh*. – 2016. – Т. 161. – P. 421–428.

114. Physical Simulation of the Hot Direct Rolling of Steel / S. Gelder, B. Buchmayr, B. Linzer, G. Hohenbichler // *Steel Research International*. – 2011. – 82. – № 10. – P. 1213–1219.

115. Effect of austenite microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb–V microalloyed steel / M. Olasolo, P. Uranga, J.M. Rodriguez-Ibabe, B. López // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – 528(6). – P. 2559–2569.

116. Schmitz Hans-Peter, Horst Janssen, Michael Bössler. Rolling and coiling technology for the production of thin strip on a casting rolling line // *Steel research international*. – 2005. – 76(7). – P. 508–513.

117. Ravikiran K. et al. Microstructure and crystallographic texture of high frequency electric resistance welded X65 pipeline steel // *Materials Chemistry and Physics*. – 2023. – Т. 302. – С. 127758.

118. Новые конструкционные стали для свариваемых ТВЧ газонефтепроводных труб повышенной прочности, хладостойкости и сопротивления сероводородному растрескиванию / В.Н. Зикеев, В.П. Харчевников, Н.В. Филатов, К.В. Анучин. // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2008. – № 3. – С. 12–17.

119. Пейганович Н.В. Выпуск нефтегазопроводных труб с повышенной эксплуатационной надежностью // *Металлург*. – 2007. – № 12. – С. 51–55.

120. Разработка химического состава и термической обработки для электросварных обсадных труб повышенной прочности и хладостойкости / В.Н. Зикеев, А.А. Алистаев, Н.В. Пейганович, И.В. Пейганович, Л.И. Эфрон // *Металлург*. – 2015. – № 11. – С.101–104.

121. Production technology for arctic pipeline and marine steel / V.V. Orlov, V.A. Malyshevskii, E.I. Khlusova, S.A. Golosienko // *Steel in Translation*. – 2014. – Т. 44. – № 9. – P. 696–705.

122. Morozov Y.D., Zikeev V.N., Filatov N.V. Development of coiled steels for electric-welded (HFC) oil and gas line pipe, casing, and pump-compressor tubing with

high strength and good resistance to cold and corrosion // Metallurgist. – 2009. – 53. – P. 633–636.

123. Bagmet, O.A., Naumenko, V.V. & Smetanin, K.S. A Study of the Cold Resistance of Coiled Stock for Pipes Produced at Foundry-Rolling Works. Part 1. Met Sci Heat Treat 59, 551–555 (2018). <https://doi.org/10.1007/s11041-018-0188-3>

124. Влияние состава и режимов проката на механические свойства труб из среднеуглеродистых низколегированных сталей / П.Ю. Горожанин, Е.С. Черных, В.А. Хотинов, С.Ю. Жукова, В.М. Фарбер // Производство проката. – 2005. – № 12. – С. 27–31.

125. Шевакин Ю.Ф., Глейберг А.З. Производство труб. – М.: Metallurgy, 1968. – 440 с.

126. Kostryzhev A.G., Strangwood M., Davis C.L. Mechanical property development during UOE forming of large diameter pipeline steels // Materials and Manufacturing Processes. – 2010. – Т. 25. – № 1–3. – P. 41–47.

127. Kostryzhev A.G., Strangwood M., Davis C.L. Bauschinger effect in microalloyed steels: Part II. Influence of work softening on strength development during UOE line-pipe forming // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2011. – Т. 42. – P. 3170–3177.

128. Ormandy J.P., Strangwood M., Davis C.L. Effect of microalloying additions on steel plate to pipe property variations during UOE linepipe processing // Materials science and technology. – 2003. – Т. 19. – № 5. – P. 595–601.

129. Fraldi M., Guarracino F. Towards an accurate assessment of UOE pipes under external pressure: effects of geometric imperfection and material inhomogeneity // Thin-Walled Structures. – 2013. – Т. 63. – P. 147–162.

130. Wiskel J. B., Rieder M., Henein H. Kinematic behaviour of microalloyed steels under complex forming conditions // Canadian metallurgical quarterly. – 2004. – Т. 43. – № 1. – P. 125–136.

131. Numerical investigation on the influence of the electro-resistance welding pipe manufacturing process on the local variation of the yield strength of the pipe material

/ L. Quagliato, D. Kim, D. Park, N. Kim // *Advances in Mechanical Engineering*. – 2020. – 12(5).

132. Yield-strength prediction of flattened steel pipes by competing Bauschinger effect and strain hardening during pipe-forming / D.W. Kim, W.K. Kim, Jh. Bae, W.-D. Choi, H.S. Kim, S. Lee // *Scientific Reports*. – 2019. – 9. – P. 14002.

133. Промысловые испытания труб из рулонного проката «Северкор» с повышенной коррозионной стойкостью / Н.А. Кичигина, А.А. Комиссаров, С.М. Ионов, С.М. Тихонов, Е.П. Мазова, П.А. Мишнев, Д.В. Кузнецов // *Инженерная практика*. – 2020. – № 5–6. – С. 54–59.

134. «Северкор» – современный прокат для нефтепромысловых трубопроводов / И.Г. Родионова, А.В. Митрофанов, С.М. Тихонов, Е.П. Сидорова, А.А. Комиссаров, Д.В. Кузнецов, К.А. Барабошкин, Д.А. Киселев // *Инженерная практика*. 2017. № 12. С. 38–44.

135. Способ производства низкоуглеродистой стали с повышенной коррозионной стойкостью. Патент на изобретение № 2679375, Российская Федерация, МПК С21С 7/00 (2006.01), С21С 7/10 (2006.01), С22С 38/18 (2006.01) – № 2017143878; заявл. 14.12.2017; опубл. 07.02.2019. Бюл. № 4 / Митрофанов А.В., Барабошкин К.А., Киселев Д.А., Мезин Ф.И., Кузнецов Д.В., Тихонов С.М., Серов Г.В., Сидорова Е.П., Комиссаров А.А., Матросов М.Ю.; патентообладатель ПАО «Северсталь».

136. Способ производства низколегированных рулонных полос с повышенной коррозионной стойкостью. Патент на изобретение № 2675307, Российская Федерация, МПК С21D 8/02 (2006.01), С22С 38/00 (2006.01), В21В 1/26 (2006.01) – № 2017143876; заявл. 14.12.2017; опубл. 18.12.2018. Бюл. № 35 / Митрофанов А.В., Барабошкин К.А., Киселев Д.А., Кузнецов Д.В., Тихонов С.М., Серов Г.В., Сидорова Е.П., Комиссаров А.А., Родионова И.Г., Матросов М.Ю., Зайцев А.И.; патентообладатель ПАО «Северсталь».

137. Опыт ПАО «Северсталь» по производству рулонного проката для формовки колтюбинговых труб / К.А. Барабошкин, Т.С. Вархалева, П.А. Глухов, С.М. Тихонов // *Газовая промышленность*. – 2021. – № 6. – С. 42–48.

138. Горожанин П.Ю. Разработка составов сталей и технологических режимов, обеспечивающих производство насосно-компрессорных и обсадных труб гарантированных групп прочности: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 Уральский государственный технический университет. – УПИ – Екатеринбург, 2007. – 24 с.

139. Jahazi M., Egbali B. The influence of hot rolling parameters on the microstructure and mechanical properties of an ultra-high strength steel // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2000. – Т. 103. – № 2. – P. 276–279.

140. Thermomechanical processing of steels and alloys physical foundations, resource saving technique and modelling / A.I. Rudskoi, G. Kodzhaspirov, J. Kliber, Ch. Apostolopoulos // *Materials Physics and Mechanics*. – 2018. – Т. 38. – P. 16–25.

141. Yamada K. Continuous cooling transformation from coarse-grained austenite in X80 line pipe steels : diss. – University of British Columbia, 2022.

142. Microstructure Evolution during Accelerated Cooling Followed by Coiling of an Nb-Ti/HSLA Steel / M. Rezayat, M.S. Mohebbi, M.H. Parsa, L. Orovcik, M Nosko // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2021. – Т. 30. – P. 2984–2990.

143. Gong P., Palmiere E.J., Rainforth W.M. Thermomechanical processing route to achieve ultrafine grains in low carbon microalloyed steels // *Acta Materialia*. – – Т. 119. – P. 43–54.

144. Разработка требований к целевой микроструктуре и технологии производства рулонного проката для труб класса прочности К55 / Адигамов Р.Р., Барабошкин К.А., Мишнев П.А., Вархалева Т.С., Матросов М.Ю., Юсупов В.С., Кожевникова И.А. // *Сталь*. – 2024. – № 4. – С. 26–33.

145. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Mishnev P.A., Karlina A.I. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill // *CIS Iron and Steel Review*. 2022. Т. 24. С. 60-66.

146. Адигамов Р.Р., Барабошкин К.А., Юсупов В.С. Исследование кинетики фазовых превращений экспериментальной плавки рулонного проката класса прочности К55 для труб // *Сталь*. 2022. № 11. С. 40-46.

147. Рулонный прокат для обсадных и насосно-компрессорных труб и способ его производства. Патент на изобретение RU 2728981 C1, Российская Федерация – № 2020105022; заявл. 03.02.2020 / Барабошкин К.А., Митрофанов А.В., Вархалева Т.С., Рыбаков С.А., Федотов Е.С., Матросов М.Ю., Шульга Е.В.; патентообладатель ПАО «Северсталь».

Химический состав лабораторных плавок

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»
Испытательный центр «МЕТАЛЛТЕСТ»СВИДЕТЕЛЬСТВО № 306/42от 20.10. 2016 г.Заказчик КТСК Мартынов

Номер образца	Результаты анализа											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	V
567	0,29	0,48	1,19	0,004	0,003	0,029	0,022	0,005	0,010	0,006	0,002	0,005
	As											
	0,001											

Исполнитель: Ступин

Рисунок А.1 – Результаты анализа химического состава стали плавки №567

Номер образца	Результаты анализа												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	V	As
568	0,31	0,45	1,0	0,004	0,003	0,028	2,001	0,005	2,001	0,039	0,002	0,047	0,001

Исполнитель: Ступин

Рисунок А.2 – Результаты анализа химического состава стали плавки №568

Энерго-силовые параметры прокатки полос

Таблица Б.1 – Энергосиловые параметры прокатки полосы 567-1

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %	Tнач, °C	Tкон., °C	Усилие, МН
1	слиток	90				0,18
2	слиток	90				0,20
3	90	85	5,6			0,19
4	90	85	5,6			0,18
5	85	80	5,9			0,19
6	85	80	5,9			0,18
7	80	63	21,3	1025	1025	0,33
8	63	50	20,6	1025	-	0,36
9	50	40	20,0	-	1015	0,32
10	40	31	22,5	1015	-	0,38
11	31	24	22,6	-	1005	0,38
12	24	19	20,8	1005	970	0,38
13	19	15	21,1	970	940	0,41
14	15	12	20,0	940	890	0,44
15	12	9,5	20,8	890	850	0,49
16	9,5	8,5	10,5	850	805	0,33

Таблица Б.2 – Энергосиловые параметры прокатки полосы 568-1

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %	Tнач, °C	Tкон., °C	Усилие, МН
1	слиток	90				0,18
2	слиток	90				0,23
3	90	85	5,6			0,19
4	90	85	5,6			0,17
5	85	80	5,9			0,19
6	85	80	5,9			0,17
7	80	63	21,3	1080	1060	0,33
8	63	50	20,6	1060	1040	0,32
9	50	40	20,0	1040	1030	0,31
10	40	31	22,5	1030	1020	0,39
11	31	24	22,6	1020	1025	0,37
12	24	19	20,8	1025	1010	0,39
13	19	15	21,1	1010	945	0,42
14	15	12	20,0	945	915	0,46
15	12	9,5	20,8	915	840	0,49
16	9,5	8,5	10,5	840	800	0,36

Таблица Б.3 – Энергосиловые параметры прокатки полосы 569-1

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %	Тнач, °С	Ткон., °С	Усилие, МН
1	слиток	90				0,19
2	слиток	90				0,18
3	90	85	5,6			0,19
4	90	85	5,6			0,18
5	85	80	5,9			0,19
6	85	80	5,9			0,19
7	80	63	21,3	-	-	0,34
8	63	50	20,6	-	1040	0,36
9	50	40	20,0	1040	-	0,34
10	40	31	22,5	-	1025	0,41
11	31	24	22,6	1025	1005	0,41
12	24	19	20,8	1005	985	0,38
13	19	15	21,1	985	950	0,41
14	15	12	20,0	950	910	0,43
15	12	9,5	20,8	910	840	0,52
16	9,5	8,5	10,5	840	780-800	0,35

Таблица Б.4 – Энергосиловые параметры прокатки полосы 567-2

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %	Тнач, °С	Ткон., °С	Усилие, МН
1	слиток	85				0,17
2	слиток	85				0,21
3	85	80	5,9			0,18
4	85	80	5,9			0,15
5	80	63	21,3	1130	-	0,24
6	63	50	20,6	-	1085	0,28
7	50	40	20,0	1085	1035	0,28
8	40	31	22,5	1035	-	0,32
9	31	24	22,6	970	930	0,46
10	24	19	20,8	930	895	0,48
11	19	15	21,1	895	880	0,48
12	15	11	26,7	880	830	0,63
13	11	8,5	22,7	830	800	0,59

Конец
чернов
ой
стадии

Таблица Б.5 – Энергосиловые параметры прокатки полосы 568-2

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %	Тнач, °С	Ткон., °С	Усилие, МН
1	слиток	85				0,17
2	слиток	85				0,21
3	85	80	5,9			0,19
4	85	80	5,9			0,17
5	80	63	21,3	1100	1080	0,30
6	63	50	20,6	1080	1060	0,29
7	50	40	20,0	1060	1060	0,29
8	40	31	22,5	1060	-	0,32
9	31	24	22,6	970	935	0,48
10	24	19	20,8	935	900	0,50
11	19	15	21,1	900	880	0,52
12	15	11	26,7	880	835	0,64
13	11	8,5	22,7	835	805	0,64

Конец
черновой
стадии

Таблица Б.6 – Энергосиловые параметры прокатки полосы 569-2

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %	Тнач, °С	Ткон., °С	Усилие, МН
1	слиток	85				0,19
2	слиток	85				0,21
3	85	80	5,9			0,19
4	85	80	5,9			0,17
5	80	63	21,3	1125	1065	0,31
6	63	50	20,6	1065	1070	0,29
7	50	40	20,0	1070	1020	0,30
8	40	31	22,5	1020	-	0,33
9	31	24	22,6	970	930	0,46
10	24	19	20,8	930	905	0,50
11	19	15	21,1	905	875	0,52
12	15	11	26,7	875	840	0,65
13	11	8,5	22,7	840	800	0,64

Конец
черновой
стадии

Таблица Б.7 – Энергосиловые параметры прокатки полосы 567-3

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %	Тнач, °С	Ткон., °С	Усилие, МН
1	слиток	80				0,18
2	слиток	80				0,17
3	80	63	21,3	1125	1100	0,27
4	63	50	20,6	1100	1090	0,26
5	50	40	20,0	1090	1080	0,27
6	40	31	22,5	1080	1060	0,29
7	31	24	22,6	950-980	930	0,45
8	24	19	20,8	930	900	0,47
9	19	15	21,1	900	890	0,51
10	15	11	26,7	890	830	0,63
11	11	8,5	22,7	830	800	0,42

Конец черновой стадии

Таблица Б.8 – Энергосиловые параметры прокатки полосы 568-3

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %	Тнач, °С	Ткон., °С	Усилие, МН
1	слиток	80				0,17
2	слиток	80				0,21
3	80	63	21,3	1110	1100	0,28
4	63	50	20,6	1100	1090	0,27
5	50	40	20,0	1090	1070	0,27
6	40	31	22,5	1070	1050	0,30
7	31	24	22,6	960	935	0,45
8	24	19	20,8	935	910	0,47
9	19	15	21,1	910	880	0,48
10	15	11	26,7	880	840	0,66
11	11	8,5	22,7	840	800	0,44

Конец черновой стадии

Таблица Б.9 – Энергосиловые параметры прокатки полосы 569-3

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %	Тнач, °С	Ткон., °С	Усилие, МН
1	слиток	80				0,20
2	слиток	80				0,20
3	80	63	21,3	1090	1100	0,26
4	63	50	20,6	1100	1100	0,27
5	50	40	20,0	1100	1075	0,28
6	40	31	22,5	1075	1050	0,31
7	31	24	22,6	960	925	0,46
8	24	19	20,8	925	910	0,49
9	19	15	21,1	910	880	0,55
10	15	11	26,7	880	835	0,68
11	11	8,5	22,7	835	795	0,46

Конец
черновой
стадии

УТВЕРЖДАЮ
Директор по техническому развитию и
качеству

« » _____ 2019 г.

**АКТ ВНЕДРЕНИЯ
результатов работ**

по договору № 1041НП/ТД6439/4267Б от 30.06.18 г.

«Разработка состава стали и технологии производства рулонного проката класса прочности K55 (по API) толщиной 6-12 мм»



Краткое описание выполненной работы:

- Разработаны требования к целевой структуре и новой технологии производства рулонного проката класса прочности K55 (по API) толщиной 6-10 (12 мм). Выполнен анализ мирового опыта и требований современных спецификаций на производство проката класса прочности K55. Сделан выбор перспективных схем легирования с учетом требований ТЗ.
- Разработаны планы лабораторных исследований по физическому моделированию, включающих выплавку и термомеханическую обработку в условиях экспериментального комплекса ЦНИИЧермет. Осуществлена выплавка 3 лабораторных плавок, проведены лабораторные эксперименты на стане ДУО 300, исследованы механические свойства и структура опытных полос, проведено исследование кинетики фазовых превращений.
- Разработан химический состав новой стали и технология производства проката класса прочности K55 на основе результатов эксперимента и с учетом особенностей стана 2000. Разработана и согласована рабочая технологическая документация. Осуществлено техническое сопровождение производства опытной партии проката K55 толщиной 6-10 (12мм) с расширенным контролем технологических параметров. Выполнена оценка свойств проката в объеме требований НТД, оценка равномерности свойств металла по длине и ширине полос, комплексная оценка качества проката, в том числе хладостойкости и свариваемости.
- Проведено исследование микроструктуры, в том числе методами электронной микроскопии. Проведен анализ влияния трубного передела при производстве труб Ø168,28мм из проката сыпотно-промышленных партий. Разработан скорректированный химический состав стали с учетом влияния трубного передела. Разработан план лабораторных экспериментов.
- Произведена выплавка лабораторной плавки. Исследована кинетика фазовых превращений стали нового состава. Проведен лабораторный эксперимент по физическому моделированию с использованием прокатного стана ДУО 300, изготовлены образцы, проведены механические испытания, исследована микроструктура полученного проката, в том числе методом сканирующей электронной микроскопии. Выполнен анализ результатов лабораторного эксперимента. Проведено моделирование процесса трубного передела на установке Gleeble3500.
- Разработан новый химический состав стали и технология производства проката класса прочности K55 на основе результатов эксперимента и с учетом особенностей стана 2000. Разработаны рекомендации для промышленного производства проката. Осуществлено техническое сопровождение производства контрольной партии проката класса прочности K55 (по API) толщиной 6-10 (12) мм. Проведена оценка качества проката в объеме требований НТД. Разработаны рекомендации для промышленного производства проката.

Разработаны технические решения, способные к правовой охране: Рулонный прокат для обсадных и насосно-компрессорных труб и способ его производства.

Срок начала фактического внедрения: декабрь 2019 г.

Начальник УНПиТ

Р.Р. Адигамаев

Старший менеджер УНПиТ

Е.С. Федотов

Старший менеджер УНПиТ

С.В. Волохов

Руководитель проекта от Заказчика
Менеджер УНПиТ

К.А. Барабошкин



Справка об экономическом эффекте

Настоящая справка подтверждает экономический эффект от реализации научно-исследовательских работ, выполненных под руководством К.А. Барабошкина, а также при участии К.А. Барабошкина:

1. Определение оптимальной микроструктуры стали в процессе производства рулонного проката для получения механических свойств группы прочности K55 по API 5CT после формовки труб на ТЭСА.
2. Изучение влияния параметров технологии изготовления трубы на ТЭСА и возникающих пластических деформаций на изменение механических свойств стали.
3. Разработка и опробование в промышленных условиях методики прогнозирования изменения механических свойств труб исходя из механических свойств рулонного проката.

Целью работы являлось установление закономерности изменения механических свойств электросварных труб в процессе их производства на основании анализа влияния химического состава, технологии прокатки на непрерывном широкополосном стане, микроструктурного состояния проката, а также воздействия на него пластических деформаций (формовка непрерывном методом на трубозлектросварочном агрегате) в процессе трубного передела для разработки сквозной технологии производства сварных труб группы прочности K55 по API 5CT.

После внедрения результатов указанных работ ожидаемый экономический эффект составляет 35 880 тысяч рублей чистой прибыли в год.

С уважением,
 Директор по техническому развитию и
 качеству



П.А. Мишнев