

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
«Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»

На правах рукописи

Шапошников Никита Олегович



ИССЛЕДОВАНИЕ ОСНОВНЫХ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ,
ВЛИЯЮЩИХ НА НАДЕЖНОСТЬ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 10Г2ФБ,
В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ
НЕФТЕГАЗОВОЙ ИНФРАСТРУКТУРЫ

Специальность 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение)

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Ермаков Б.С.

Санкт-Петербург – 2022

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР	12
1.1 Характеристика нефти и схема технологического процесса ее подготовки	14
1.2 Стали для трубопроводов и принципы их производства.....	16
1.3 Анализ существующей нормативной базы	26
1.4 Влияние условий производства листовой заготовки и химического состава	30
1.5 Анализ причин аварийности нефтепромысловых трубопроводов, эксплуатирующихся при низких климатических температурах	38
1.6 Выводы по главе 1	43
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	45
2.1 Материал для исследований	45
2.3 Методы исследования структурных составляющих	49
2.4 Методы исследования коррозионной стойкости	50
2.5 Выводы по главе 2.....	52
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЯ ВЗАИМОСВЯЗИ МЕЖДУ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ И СТРУКТУРНЫМИ ОСОБЕННОСТЯМИ СТАЛИ 10Г2ФБ	53
3.1 Анализ причин ускоренного выхода из строя труб нефтяного сортамента.....	54
3.2 Контроль механических свойств металла трубных вырезок на предмет соответствия требованиям ГОСТ ISO 3183-2015	68
3.3 Испытания на ударный изгиб образцов из основного металла и	72
продольного сварного соединения при низких климатических	72
температурах.....	72
3.4 Испытания на трещиностойкость образцов из основного металла и продольного сварного соединения.....	75
3.5 Анализ микроструктуры металла труб	77
3.6 Исследование неметаллических включений	85
3.7 Оценка склонности металла труб к возникновению и развитию	92
коррозионных дефектов	92

3.8 Выводы по главе 3.....	96
ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ТЕКСТРУРНЫХ.....	102
ОРИЕНТИРОВОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ	102
СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ТРУБ ИЗ СТАЛИ 10Г2ФБ	102
4.1 Исследование кристаллографической текстуры.....	104
4.2 Влияние текстурной ориентации $\{110\}\langle 001\rangle$ на механические и	110
коррозионные свойства материала труб	110
4.3 Выводы по главе 4.....	114
ГЛАВА 5 ПРОВЕРКА АДЕКВАТНОСТИ РАЗРАБОТАННЫХ РЕКОМЕНДАЦИЙ НА ПРИМЕРЕ МАТЕРИАЛОВ ТРУБ НЕФТЯНОГО СОРТАМЕНТА РАЗЛИЧНОГО НАЗНАЧЕНИЯ	116
5.1 Разработка рекомендаций по изменению объема контроля металла труб, поставляемых для строительства нефтепроводов, эксплуатация которых осуществляется в регионах Арктики, Севера и Северо-Востока РФ	116
5.2 Выводы по главе 5.....	128
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	129
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	133
Приложение А Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ	152
Приложение Б Акт о внедрении (использовании) результатов диссертации...	153

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время одной из мировых тенденций в промышленности является нарастание потребления таких энергоносителей, как нефть и газ, а соответственно отмечается развитие транспортных систем их доставки и рост мощностей по производству стали, проката и труб. Нефтегазовая индустрия является основой мировой экономики и по-прежнему остается высокотехнологичной и наукоемкой отраслью промышленности. Кроме того, компании отрасли — это крупнейшие потребители инновационных решений металлургических, машиностроительных и химических предприятий в области новых материалов и технологий для повышения эффективности процессов: от разработки месторождений до финишной переработки углеводородных продуктов. Безусловно, проблемы работоспособности продукции и материалов - являются краеугольным камнем в вопросах надежной эксплуатации объектов нефтегазовой инфраструктуры. На сегодняшний день большинство месторождений в регионах умеренного климата истощены и нефтегазовым компаниям приходится переходить к освоению новых труднодоступных месторождений, в том числе в Арктических регионах [8, 56, 72, 70, 71].

Российская Арктика вместе с морской экономической зоной и континентальным шельфом, прилегающим к его побережью, включает территории 9 субъектов РФ. Выявленные и потенциальные запасы углеводородного сырья в российском секторе сосредоточены в зоне континентального шельфа, подножья, склона и зоны за его пределами. В Арктической зоне находится 90 % извлекаемых ресурсов углеводородов всего континентального шельфа России, ведется добыча 91 % природного газа и сконцентрировано 80 % общероссийских разведанных запасов газа промышленных категорий [3].

В условиях низкой температуры воздуха ухудшаются основные физико-механические свойства металлических конструкций, и повышается вероятность их хрупкого разрушения. Обеспечение надежной работы объектов инфраструктуры и системы трубопроводов в условиях пониженных температур заставляет сконцентрироваться на вопросах металлургического качества

поставляемой металлопродукции и ее работоспособности, что приобретает к сегодняшнему дню ключевое значение.

На данный момент в стране активно ведутся разработки сырьевых месторождений Дальнего Востока, Восточной Сибири, Ямала и континентального шельфа. Прокладка труб и эксплуатация трубопроводов идет в широкой географии геологических и климатических условий зачастую близких к экстремальным (акватория морей и океанов, сейсмическая активность, тектонические разломы движение грунта, вечная мерзлота и низкотемпературные условия эксплуатации). Критически важный характер принимает металлургическое качество оборудования нефтегазовой инфраструктуры, основными элементами которого являются электросварные прямошовные трубы с разрешенной температурой эксплуатации до минус 60°C, обладающие высокой прочностью, при сохранении достаточных уровней пластичности и сопротивления циклическим нагрузкам, а также хорошей свариваемостью.

Однако, существующая нормативно-техническая база, разработанная для оценки качества труб, эксплуатируемых в условиях средних широт, не обеспечивает надежного контроля качества металла труб, предназначенных для эксплуатации в северных регионах страны [141], о чем свидетельствуют повышенная аварийность трубопроводов при формальном соответствии труб, проката и используемых материалов требованиям существующей нормативно-технической документации (НТД). Соответственно для реализации планов по освоению Арктики и территорий вечной мерзлоты (с температурой эксплуатации до минус 60 °С) необходимо учитывать изменение структуры и свойств металла при пониженных температурах. В данной работе изучены основные структурные факторы, влияющие на работоспособность и надежность трубной продукции. К ним можно отнести структурную неоднородность, остаточную текстуру, неметаллические включения (НВ), стойкость к коррозионному разрушению и др.

Актуальность темы исследования. Современные тенденции нефтегазового комплекса РФ ориентированы на разработку инновационных решений, позволяющих обеспечить эффективную добычу трудноизвлекаемых запасов (ТРИЗ) и обустройство нефтегазовой инфраструктуры в труднодоступных северных регионах. Основным типом нефтегазового оборудования являются трубы из низколегированных сталей различного класса прочности для трубопроводных систем, работоспособность которых определяется эксплуатационной надежностью металла и составом транспортируемых продуктов. Осложняющей особенностью для металлургических компаний становятся отсутствие единых условий эксплуатации нефтегазовых месторождений, а соответственно, отсутствие универсальных требований к металлопродукции со стороны потребителей, что требует проработки мер по повышению качества трубной продукции, анализа причин разрушения трубопроводов и входящего в их систему оборудования, разработки требований к виду и объему испытаний стали, проката и трубной продукции, предназначенной для трубопроводов, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур. Таким образом, оценка влияния структурных параметров металла, характерных для трубной продукции различных изготовителей на низкотемпературные механические свойства, является актуальной задачей.

Степень разработанности темы исследования. К настоящему времени разработано большое количество сталей для труб, а также определены критерии и методы испытаний металла для оценки их работоспособности. Однако высокий уровень аварийности в условиях пониженных климатических температур показывает, что требуется создание дополнительных методик контроля и унификация нормативной базы испытаний.

Цель работы состоит в обеспечении надежности, работоспособности и качества трубной продукции, изготовленной из низколегированных трубных сталей, для низкотемпературных условий эксплуатации, за счет установления закономерностей влияния различных структурных факторов.

Для достижения общей цели в работе были сформулированы следующие **основные задачи:**

1. Провести анализ аварийности трубопроводов, эксплуатирующихся в условиях Северных регионов России, и изучить причины разрушения труб в сложных природных условиях пониженных климатических температур.

2. Определить взаимосвязь структурных факторов (полосчатость, разнотернистость, неметаллические включения, остаточная текстура) и трещиностойкости, механических и коррозионных свойств, а также степень их влияния на надежность труб.

3. Провести сравнительные испытания металла труб различного качества (в диапазоне возможных структурных состояний), а также определить взаимосвязь особенностей структурного состояния и свойств металла труб при нормальной и пониженной температурах.

4. На основе полученных экспериментальных данных проанализировать необходимость внедрения новых критериев оценки качества металла труб для повышения работоспособности и обеспечения целостности трубопроводов Северного исполнения.

5. Выполнить проверку предлагаемых критериев качества на ряде сталей трубного сортамента – 10Г2ФБ, 09Г2С, 13ХФА, Х56.

Идея работы заключается в определении видов структурных несовершенств трубных сталей, приводящих к повышенной аварийности трубопроводов северного исполнения и определении допустимых уровней полосчатости и разнотернистости микроструктуры, наличия и размеров неметаллических включений, текстурной неоднородности и разработке рекомендаций для включения этих требований в нормативную и контрактную документацию на поставку труб для строящихся трубопроводов северного исполнения.

Научная новизна работы определяется следующими результатами проведенных исследований:

1. Определены механизмы повышения аварийности трубопроводов, расположенных в Арктике, Северных и Северо-Восточных регионах страны, по результатам проведенных исследований при установлении причин ускоренного выхода из строя трубопроводов различного назначения.

2. Впервые произведен комплексный анализ влияния металлургического качества трубной стали, проката и трубной продукции для трубопроводов и установлены закономерности влияния металлургического качества металла труб на трещиностойкость, механические и коррозионные свойства при пониженных температурах.

3. Показана взаимосвязь остаточной текстуры материала труб с ее низкотемпературными коррозионными, механическими свойствами и трещиностойкостью.

Практическая и теоретическая значимость работы:

1. Выполнена экспертная оценка металла поврежденных трубопроводов Арктики, Северных и Северо-Восточных регионов страны. Определено, что основными причинами ускоренного выхода из строя являются коррозионные повреждения и недостаточная хладостойкость и трещиностойкость металла труб.

2. Выполнены комплексные исследования металла труб из стали 10Г2ФБ после эксплуатации 25-40 тыс. час. в диапазоне от 20 до минус 60 °С; определены коррозионные, механические свойства и трещиностойкость, установлена взаимосвязь между этими свойствами и особенностями структурного состояния стали, размерами неметаллических включений, распределением ниобия между твердым раствором и включениями.

3. Проведены исследования остаточной текстуры металла труб, показана взаимосвязь текстурного состояния стали с ее коррозионной стойкостью в агрессивных средах, трещиностойкостью и работоспособностью в условиях низких климатических температур.

4. Экспериментально доказана необходимость введения дополнительного контроля структурного и текстурного состояния металла труб из стали 10Г2ФБ, предназначенных для строительства нефтепроводов, расположенных в северных регионах страны.

5. Разработаны рекомендации по дополнительному объему контроля металла труб, предназначенных для строительства трубопроводов Северного исполнения. Предложенные рекомендации используются в новых нормативно-

технических документах ПАО «ГАЗПРОМНЕФТЬ» (акт внедрения ООО «Газпромнефть НТЦ» от 15.05.2022 г., приложение Б).

Методология и методы исследования:

Проведены исследования металла труб трубопроводов северного исполнения до и после эксплуатации, определены и сформулированы основные факторы, приводящие к снижению надежности трубопроводов. Выполнены исследования свойств и микроструктуры металла труб. Механические свойства и трещиностойкость сталей испытаны на разрывных машинах INSTRON 8801; маятниковом копре INSTRON 600MPX. Анализ микроструктуры металла выполнен на оптическом микроскопе Reichert-Jung MeAF-3A с программным обеспечением ThixometPro, растровом электронном микроскопе Zeiss Supra 55VP. Текстуры сталей изучены на многофункциональном рентгеновском дифрактометрах Rigaku Ultima IV и ДРОН-2. Электрохимические исследования коррозионных свойств проведены на потенциостате VersaSTAT 4.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Определены причины ускоренного выхода из строя трубопроводов различного назначения, изготовленных из стали 10Г2ФБ и эксплуатирующихся в условиях Арктики, Северных и Северо-Восточных регионов страны.

2. По результатам исследования металла труб из стали 10Г2ФБ после эксплуатации в течение 25-40 тыс. час, доказана взаимосвязь коррозионной стойкости, низкотемпературных механических свойств и трещиностойкости с особенностями формирования микроструктуры стали, неметаллическими включениями, распределением ниобия в твердом растворе стали.

3. Установлено, что в металле труб может сохраняться остаточная текстура, причем усиление текстурных ориентировок (110) от 1-3 до 12-15%, повышает работоспособность труб в условиях Арктики, Северных и Северо-Восточных регионов страны.

4. Теоретически и экспериментально доказана необходимость введения дополнительного объема контроля металла труб, предназначенных для строительства трубопроводов в условиях Арктики, Северных и Северо-Восточных ре-

гионов страны. Разработаны рекомендации по дополнительному объему контроля металла труб для трубопроводов Северного исполнения.

Степень достоверности результатов исследования обусловлена воспроизводимостью и согласованностью полученных данных, доказана значительным объемом разнообразных экспериментальных исследований, выполненных в обоснование основных теоретических положений, применением современного сертифицированного исследовательского оборудования и лицензионных программных средств для обработки информации. Теория построена на известных, проверяемых данных, взятых из открытых источников, согласуется с экспериментальными данными, полученными в диссертационной работе.

Апробация результатов. Материалы диссертации доложены и обсуждались на следующих конференциях и семинарах: конференция: Современные материалы и передовые производственные технологии (СМПТТ-2019), Низкотемпературные и пищевые технологии в 21 веке. IX Международная научно-техническая конференция, 2019. «Коррозия в нефтегазовой отрасли», 2021, XIV Всероссийская конференция «Проблемы разработки месторождений углеводородных и рудных полезных ископаемых», г. Пермь, 2021 г.

Личный вклад. Автор принимал непосредственное участие в постановке цели и задач, подготовке объектов исследования, проведении экспериментов, в обсуждении и анализе полученных результатов. Все экспериментальные результаты, включенные в диссертацию, получены либо самим автором, либо при его непосредственном участии. Анализ полученных результатов и подготовка публикаций выполнена диссертантом как лично, так и в составе коллектива авторов.

Результаты диссертационной работы в достаточной степени освещены в 18 печатных работах, в том числе в 2 статьях – в изданиях из перечня рецензируемых научных изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени кандидата наук, на соискание ученой степени доктора наук (далее – Перечень ВАК), в 10 статьях – в изданиях, входящих в международную базу данных и систему цитирования Scopus. Получен 1 патент (приложение А).

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, выводов по работе и списка литературы из 169 наименований. Работа изложена на 154 страницах машинописного текста, содержит 47 рисунков, 28 таблиц и 2 приложения.

ГЛАВА 1 АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР

Системы нефтепромысловых и магистральных трубопроводов являются основными артериями, обеспечивающими деятельность отечественного топливно-энергетического комплекса (ТЭК). В России они отличаются значительной протяженностью, объемом оказываемых товарно-транспортных услуг, а кроме того, сроком эксплуатации. Доля трубопроводов, прослуживших более 30 лет, к 2020 году возросла как минимум до 60 % [38]. В тоже время для обустройства месторождений при освоении новых регионов, преимущественно в Арктическом регионе и территориях вечной мерзлоты, потребуется значительное количество новой трубной продукции. Обустройство новых месторождений в этих регионах, а также реконструкция и ремонт существующих трубопроводов, изношенных вследствие коррозионного и эрозионного воздействия, месторождений с высоким уровнем обводненности и др. [127, 86], в значительной степени определяют темп развития трубного сегмента металлургической отрасли. Задачи повышения эксплуатационной надежности и освоения месторождений с температурой эксплуатации до минус 60 °С [141] вызвали изменения не только в требованиях к механическим показателям и химическому составу сталей, но и к технологии изготовления листового и рулонного штрипса, процессам формовки труб, а также средствам контроля качества продукции. К прокату предъявляются требования хорошей свариваемости, высоких механических характеристик и относительно невысокой цены [49, 76]. Этим требованиям отвечают низкоуглеродистые и низколегированные стали на базе C-Mn-Si схемы легирования [97]. Одним из наиболее распространенных таких материалов для труб является сталь 10Г2ФБ.

Требуемое качество труб заданного химического состава обеспечивается, прежде всего, разработанными оптимальными технологиями их производства и их точным выполнением [17, 99, 141]. Основным технологическим направлением в прокатном переделе в последнее время является контролируемая прокатка (КП) [64, 168]. Увеличение цикла КП, совмещенное с последующим принудительным водяным охлаждением, приводит к стабилизации структуры горяче-

деформированного аустенита и снижению структурной неоднородности, обеспечению заданного уровня механических свойств и повышению повторяемости получаемых результатов, а также способствует разрушению перлитной полосчатости [100, 67].

Одним из возможных условий повышения структурной однородности стали (снижения уровня полосчатости) является обеспечение пониженного содержания углерода. Полосчатость структуры металла с содержанием углерода не более 0,08 % обычно не превышала 2 балла. Следует подчеркнуть, что подобная взаимосвязь между содержанием углерода и баллом полосчатости проявляется при условии использования ускоренного охлаждения при прокатке.

Последнее время отмечается [129] повышение требований к листовому прокату для производства сварных труб, в части обеспечения коррозионной стойкости, повышения низкотемпературной вязкости (KCV^{-20} до 100 Дж/см²), хладостойкости (ИПП⁻⁴⁰ более 90 %), а также обеспечения хорошей свариваемости.

Трубные стали (углеродистые и низколегированные) надежно обеспечивают класс прочности X56 – X65 и различаются по характеру микроструктуры [80, 31]:

- малоперлитные стали, к которым, в частности, относится сталь 10Г2ФБ (комплексное легирование ниобием, ванадием и титаном, предназначенное для связи азота и измельчения зерна);

- феррито-перлитные стали с использованием контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения для обеспечения низкого содержания перлита и образования бейнитной/мартенситной составляющей (ускоренное охлаждение при этом используется непосредственно после КП с несколько большими скоростями охлаждения для ограничения содержания полигонального феррита).

В подготовке труб задействовано большое количество предприятий [89, 65, 101]:

- основными разработчиками стали и нормативной документации в РФ являются ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» и др.

- основными производителями проката и трубной продукции в РФ являются Северсталь, Магнитогорский металлургический комбинат, Объединенная металлургическая компания, Ижорские заводы, Выксунский металлургический завод, Челябинский трубопрокатный завод и др.

- основные потребители – это нефтедобывающие объединения Газпром, Роснефть, Сургутнефтегаз, Транснефть, Лукойл, Татнефть и др.

1.1 Характеристика нефти и схема технологического процесса ее подготовки

Процесс получения нефти на месторождениях состоит из разведки, бурения, добычи. Добыча нефти заключается, либо в ее вытеснении за счет естественного пластового давления – фонтанный способ, либо способом механизированной добычи с использованием штанговых глубинных насосных установок или электроцентробежных насосов (механизированный способ), нагнетания водой или газом. Во время первичного вскрытия пласта почти вся сырая нефть находится под пластовым давлением. Это естественное давление падает по мере того, как нефть и газ удаляются из продуктивного пласта в течение трех фаз его добычи [28]:

- во время первой фазы, поток управляется естественным давлением в пласте, возникающим в результате удерживания растворенного в нефти газа под давлением над нефтью, и гидравлическим давлением воды, скапливающейся под нефтью.

- вторая фаза (механизированный подъем), которая состоит в закачивании газа (воды) под давлением в продуктивный пласт, когда естественное давление исчерпалось.

- третья фаза (предельная добыча) наступает, когда скважина дает нефть только периодически.

Первоначально, было слабое понимание того, какие силы влияют на добычу нефти и газа. Изучение поведения продуктивных пластов нефти и газа началось в начале 20 века, когда обнаружилось, что закачивание воды в продуктивный пласт увеличивает добычу. В это время промышленность извлекала из скважин всего 10-20 % содержимого продуктивного пласта. Современный уровень извлечения составляет более 60 % запасов пласта или до того момента, как скважина становится непродуктивной [73]. Концепция регулирования производительности пласта заключается в том, что чем выше скорость добычи, тем быстрее разрежается давление в продуктивном слое, сокращая, таким образом, общее количество нефти, которое может быть, в конечном счете, извлечено из скважины.

Продукция скважин нефтяных и газовых месторождений представляет собой многофазную многокомпонентную систему. Транспортируемое по наземным трубопроводам сырье, классифицируют следующим образом [12]:

- сырая нефть – трёхфазная система, содержащая нефть, растворённый газ, пластовую воду и механические примеси – продукт, перекачиваемый по системе промысловых трубопроводов от устья скважины.

- кондиционная нефть – однофазная нефтяная система, подготовленная к поставке потребителю в соответствии с требованиями действующих НТД – продукт, перекачиваемый по системе магистральных нефтепроводов.

Основной целью подготовки сырой нефти является получение кондиционной нефти, соответствующей российским стандартам для перекачки через систему магистральных трубопроводов и последующей переработки.

Кондиционная нефть представляет собой химически сложную компонентную смесь, состоящую из метановых, нафтеновых, ароматических групп углеводородов. По внешнему виду нефть представляет собой маслянистую жидкость от светло-коричневого до почти черного цвета.

Основными элементами соединений нефти являются углерод (83,5-87 %) и водород (11,5-14 %). Кроме того, в нефти присутствуют [93]:

- сера в количестве от 0,1 до 1-2 %, иногда её содержание может доходить до 5-7 %, в многих видах нефти сера практически отсутствует;

- азот в количестве от 0,001 до 1, иногда до 1,7 %;

- кислород встречается не в чистом виде, а в различных соединениях в количестве от 0,01 до 1 % и более, но не превышает 3,6 %.

В нефти присутствуют также железо, магний, алюминий, медь, олово, натрий, кобальт, хром, германий, ванадий, никель, ртуть, золото и прочие. Суммарное содержание их менее 1 %.

Таким образом, термин «нефть» описывает крайне сложный, многосоставный продукт, который до промышленной подготовки представляет собой фракции различного состава, коррозионной агрессивности и эрозионного воздействия на металл труб. После промышленной подготовки сырая нефть становится кондиционной. Непрерывность поставки кондиционной нефти конечному потребителю обеспечивается целостностью системы магистральных трубопроводов.

1.2 Стали для трубопроводов и принципы их производства

По направлениям деятельности все трубные компании ранжированы на четыре группы: глобальные, которые оперируют на всех мировых рынках, региональные, нишевые, которые производят специфические виды продукции, и компании, которые обслуживают местные рынки [53, 52]. По прогнозу экспертов [38], к 2050 году мировое производство стальных труб превысит 170 млн. тонн, при этом страны БРИКС (Бразилия, Россия, Индия, Китай, ЮАР) увеличат выпуск труб в три раза. Опираясь на положения Энергетической стратегии России на период до 2035 года [10, 33], в реализации которой ведущие роли играют такие масштабные национальные проекты, как строительство Северо-Европейского газопровода (СЕГ), нефтепровода Восточная Сибирь – Тихий океан (ВСТО), разработка Штокмановского месторождения и др., российские трубные компании освоили на своих предприятиях производство различных труб: бесшовных нарезных нефтегазового сортамента – обсадные, бурильные, насосно-компрессорные, а так же труб линейных частей малого и среднего

диаметра для промысловых трубопроводов, большого диаметра для магистральных трубопроводов по мировым стандартам и требованиям.

Важно отметить, что за последние годы отечественные трубные предприятия решили стоявшую перед государством проблему импортозамещения - они разработали и начали реализацию широкомасштабных стратегических программ технического перевооружения и ввода новых производственных мощностей. В большой металлургии ситуация за последние пять лет изменилась коренным образом – сейчас в России есть жидкая сталь необходимого качества и возможность ее разлить в ту необходимую заготовку, из которой получится штрипс для качественных труб. Российские трубные предприятия успешно реализуют масштабные стратегические инновационные программы модернизации и технического перевооружения и ввода новых производственных мощностей. В настоящее время в России созданы современные мощности по производству высокотехнологичных труб. Степень удовлетворения потребностей компаний достигла 98 % [75, 50].

Совершенствование технологии транспортировки углеводородов, новые конструктивные проектные решения и методы строительства трубопроводов предъявляют к трубным сталям и трубам все более высокие требования. Увеличение диаметра, толщины стенки труб, освоение месторождений в северных широтах, повышение агрессивности скважинной продукции, усовершенствование сварочных технологий вызвали изменения не только в требованиях к механическим показателям, химическому составу сталей, но и к технологии изготовления листового и рулонного штрипса, процессам формовки труб, а также физическим средствам контроля качества продукции [58].

В 50-х годах прошлого столетия, трубы изготавливались из углеродистых феррито-перлитных сталей, в частности 19Г и других. Прочность труб диаметром 530-820 мм в горячекатаном и нормализованном состоянии, обеспечивалась химическим составом, в частности, повышением содержания углерода и марганца. Эти стали имели невысокую ударную вязкость и соответствовали по

зарубежной классификации сталям класса прочности Х42-Х46. Существенным недостатком таких сталей была склонность к хрупкому разрушению [94].

В середине 1960-х гг. для газонефтепроводных труб диаметром до 1020 мм, рассчитанных на давление 5,5 МПа, были созданы низколегированные кремнемарганцовистые стали. Их химический состав и механические характеристики были улучшены за счет твердорастворного упрочнения (горячекатаные и нормализованные, 17Г1С, 17ГС, 17Г1С-У с пониженным до 0,01 % содержанием серы). На этом этапе для повышения однородности структуры и удаления вредных примесей были улучшены методы раскисления и выплавки. В частности, стала применяться технология обработки синтетическими шлаками.

На следующем этапе, была повышена прочность и надежно обеспечена работоспособность трубопроводов при положительной температуре транспорта продукта – группа дисперсно-упрочненных сталей типа 15Г2СФ. Снижение содержания углерода позволило увеличить ударную вязкость этих сталей. Однако температура эксплуатации у них оставалась на уровне до минус 5 °С [94, 91].

Опыт производства и применения низколегированных кремнемарганцовистых сталей для труб показал, что дальнейшее повышение их прочности за счет увеличения содержания углерода и элементов, образующих твердый α-раствор, стало невозможным. Поэтому, в дальнейшем, улучшение трубных сталей велось, в направлении совершенствования технологии их производства, в частности, за счет использования механизма дисперсионного упрочнения и измельчения зерна феррита, обеспечиваемое микролегированием. Для этого был применен ванадий в сочетании с повышенным содержанием азота. В этот период были созданы такие стали, как 14Г2САФ, 16Г2АФ, 14Г2АФ-У. Они соответствовали сталям класса прочности Х56-Х60 и существенно превосходили кремнемарганцовистые стали по комплексу механических и пластических свойств. Однако и эти стали в итоге перестали соответствовать возросшим требованиям к сопротивлению хрупким разрушениям [95].

Следующее поколение трубных сталей было разработано в середине 1970-х годов. Его появление обусловлено началом строительства магистраль-

ных газопроводов диаметром 1420 мм и массовой разработкой месторождений, расположенных на Крайнем Севере. Месторождения были отдалены от основных потребителей на 2500-3000 км. Чтобы сделать транспорт продукта на такие расстояния эффективным, помимо увеличения диаметра до 1420 мм в трубопроводах было повышено рабочее давление с 5,4 до 7,4 МПа [38].

В соответствии с изменением эксплуатационных параметров трубопроводов ужесточились и нормативные требования к трубам. Надежная работа трубопроводов в суровых климатических условиях северных регионов была обеспечена применением низколегированных малоперлитных сталей, обладающих сочетанием высоких значений прочности, ударной вязкости, хладостойкости и свариваемости. Такого сочетания свойств удалось достичь формированием за счет КП мелкозернистой структуры с субструктурным и карбонитридным упрочнением. Внедрение КП сопровождалось совершенствованием процессов выплавки и внепечной обработки стали [129].

Разработка стали и технологий производства трубной продукции для трубопроводов основывается на реализации механизмов структурного упрочнения и особенностей производства [132] (рисунок 1.1). Оптимальное сочетание данных характеристик ограничивалось имеющимся на предприятиях набором оборудования [80, 132].

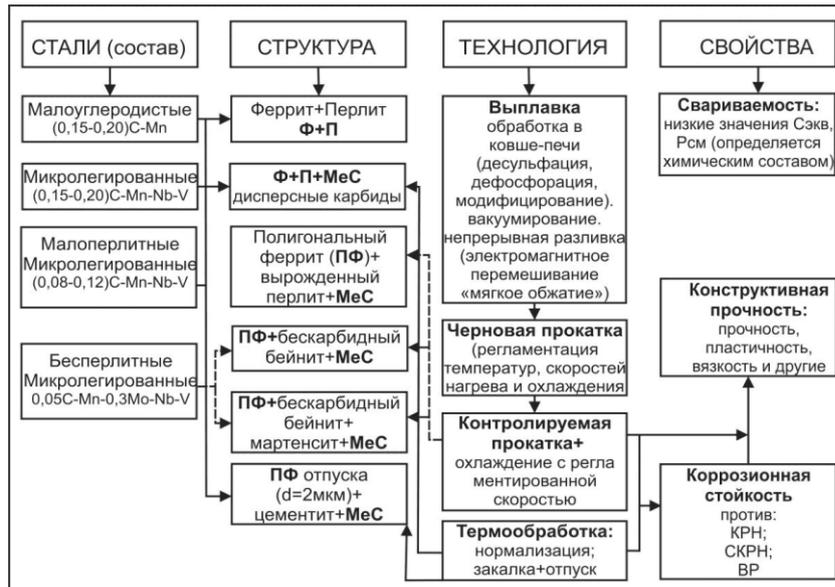


Рисунок 1.1 - Взаимосвязь химического состава, микроструктуры, технологии производства и механических свойств стали [80]

На рисунке 1.2 представлено направление развития трубных сталей, показывающее, что сочетание повышенных механических характеристик металла обеспечивается в сталях с пониженным содержанием углерода, микролегированием и добавками элементов, повышающих устойчивость аустенита при охлаждении [167].



Рисунок 1.2 – Схема эволюции трубных сталей и способов их производства [31]

Основным способом производства проката из низколегированных сталей для труб нефтяного сортамента является реализация оптимальных параметров термомеханической обработки (ТМО), которая содержит совокупность этапов деформирования, высокотемпературных выдержек и охлаждения [167, 120, 57, 108, 110]. В результате ТМО формируется структура и получение комплекса свойств, где одновременно с прочностными свойствами обеспечиваются высокие вязкие характеристики. Это стало возможным благодаря измельчению зерна, создающего резерв по механическим характеристикам [137, 145, 13, 109, 145, 39, 2, 96]. Схемы различных технологических вариантов производства штрипса [39] с определенной структурой представлены на рисунке 1.3. Было показано, что применение ускоренного охлаждения благоприятно сказывается на обеспечении требований в отношении ударной вязкости сталей для труб нефтяного сортамента при пониженных температурах.

Технология КП (с применением последующего отпуска или без него) позволяет получить комплекс высоких механических свойств сталей, требуемых при изготовлении надежных сварных труб, работающих при повышенном давлении. Увеличение показателей прочности и ударной вязкости таких сталей достигается уменьшением массовой доли углерода до возможно низких значений и использованием марганца в сочетании с микролегирующими элементами – ниобием, ванадием и бором, эффективно повышающими устойчивость аустенита.

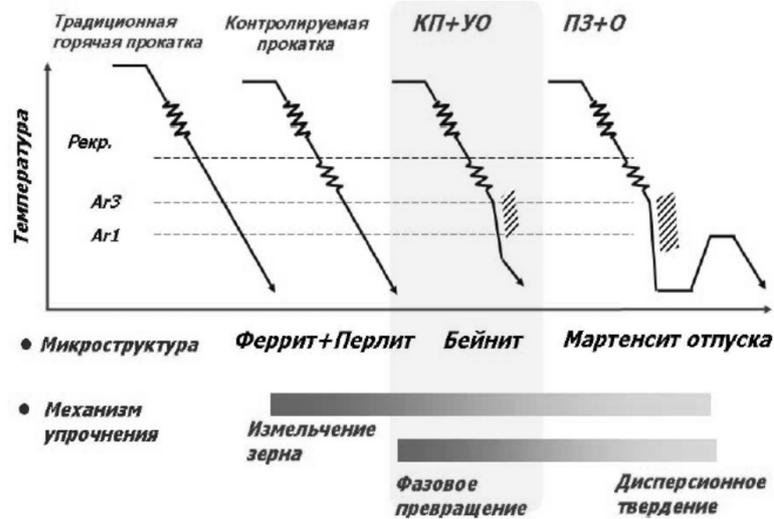


Рисунок 1.3 - Схемы различных технологических вариантов производства штрипса (КП – контролируемая прокатка; УО – ускоренное охлаждение; ПЗ – закалка с прокатного нагрева; О – отпуск) [129]

Для определения интервалов допустимого изменения содержания легирующих элементов в работах [2, 96] изучалось их влияние на свариваемость и формирование свойств основного металла, изготовленного с применением разных схем прокатки и термической обработки. При этом массовая доля углерода изменялась в пределах от 0,05 до 0,20 %, марганца – от 0,5 до 2,0 % и ниобия – от 0 до 0,10 %. Были рассмотрены две схемы легирования: без бора и с массовой долей бора 0,002 %. Количество ванадия во всех плавках было постоянным (0,08 %). Общие закономерности влияния основных легирующих элементов на свойства стали приведены в таблице 1.1.

Результаты изучения свариваемости [129] свидетельствуют, что диапазон изменения химического состава стали, соотношение содержания углерода и марганца, при котором ударная вязкость металла сварного соединения будет равноценна ударной вязкости основного металла (ОМ), находится в довольно узких пределах. При выборе композиции стали, предназначенной для труб, свариваемых автоматической сваркой под флюсом, необходимо учитывать, что уменьшение массовой доли углерода от 0,13 % (при 1,3 % Mn) на каждую сотую долю процента следует компенсировать увеличением массовой доли мар-

ганца на 0,2 %. Так, в стали с 0,05% углерода целесообразное содержание марганца составляет 2 % Mn, в сверхнизкоуглеродистых (0,02–0,03 % C) – 2,4 % Mn.

Таблица 1.1 – Влияние легирующих элементов на свойства сталей

Химический элемент	Прочность	Пластичность	Стойкость к коррозии	Жаропрочность
Mn	Повышает	Значительного влияния не наблюдается	Значительного влияния не наблюдается	Значительного влияния не наблюдается
Si	Повышает	При 2,5 масс процент резко снижает	Повышает	Незначительно повышает
Cr	Повышает	Незначительно снижает	Повышает	Повышает
Ni	Повышает	-	Повышает	Повышает
Mo	Повышает	-	Понижает	Значительно повышает
Ti	Значительного влияния не наблюдается	Незначительно повышает	Повышает	-

Приведенные соотношения относятся к борсодержащим композициям стали. Ускоренное охлаждение со скоростью 20 °C/с после сварки под слоем флюса позволяет без снижения уровня ударной вязкости металла сварного шва уменьшить необходимую массовую долю марганца в стали, например, при 0,05 % углерода потребуется 1,8 % марганца. При увеличении скорости охлаждения после сварки до 90 °C/с, характерной для корневых швов, и при скорости охлаждения 20 °C/с, присущей облицовочным швам, выполняемым в условиях

монтажа трубопроводов, возможность уменьшения массовой доли марганца без существенного ухудшения свойств металла шва (МШ) сохраняется.

Созданная в 1980-х годах сталь класса прочности X70 получила широкое распространение в производстве нефтегазопроводных труб. Эти стали позволили поднять рабочее давление в газопроводах до 8,4 МПа и исключить возможность появления в них лавинных разрушений. Производство труб из сталей класса X70 успешно освоено российскими металлургическими и трубными заводами [62].

При сооружении трубопроводов, помимо прочностных, вязких и коррозионных свойств металла, большое значение имеют геометрические размеры труб (длина и диаметр) и допуски на них, а также чувствительность стали к термическому циклу сварки. Чувствительность стали к термическому циклу диктует возможный способ сварки и необходимость проведения таких дополнительных операций, как предварительный подогрев и последующая термообработка. В настоящее время для трубопроводов на давление 8,4 МПа применяются трубы с оптимальной прочностью 600 МПа [11].

Известно [18], что термомодеформационная обработка позволяет повысить хладостойкость и прочностные характеристики за счет измельчения зерна и протекания рекристаллизационных процессов в стали. Уровень вязкости и хладостойкости определяется сочетанием структурных составляющих (например, феррита, перлита, бейнита) [66]. При этом присутствие в структуре бейнитной составляющей повышает прочность (рисунок 1.4), но отрицательно влияет на хладостойкость. К структурным факторам, влияющим на качество, относится также полосчатость структуры, повышение балла которой ведет к снижению коррозионной стойкости и падению механических характеристик (при низкотемпературных испытаниях).

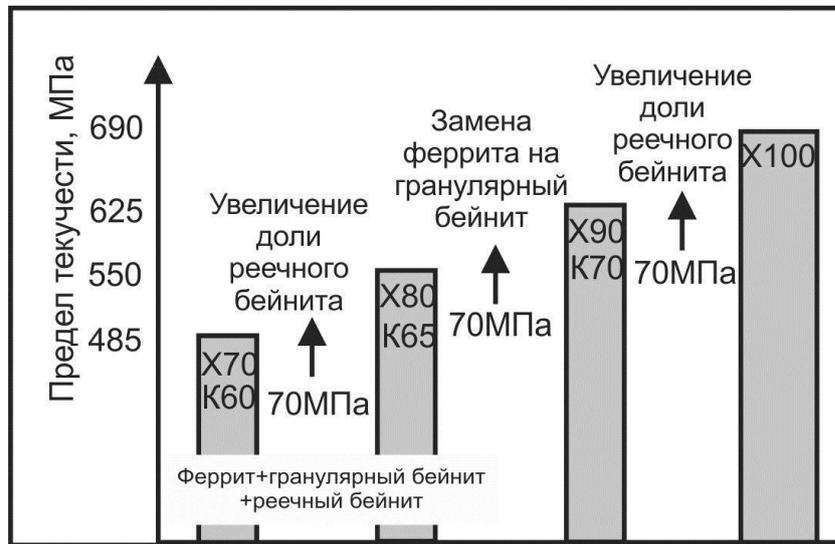


Рисунок 1.4 – Эволюция структуры высокопрочных сталей [63]

В технической документации, регулирующей требования качества трубных сталей и труб большого диаметра для газопроводов и нефтепроводов, введены дополнительные требования к химическому составу стали, в том числе, для ограничения содержания микролегирующих добавок и вредных примесей с целью повышения качества свариваемости. Стали, предназначенные для изготовления труб, должны хорошо свариваться дуговым и контактным процессами сварки. Нормируется эквивалент углерода ($C_{\text{эkv}}$) и параметр стойкости против растрескивания при сварке ($P_{\text{см}}$) металла низкоуглеродистых низколегированных сталей [34].

Долгое время на отечественных заводах в товарных количествах не изготавливался качественный листовой и рулонный штрипс КП, нужной толщины и класса прочности. Такое положение отрицательно влияло на конкурентоспособность российской трубной промышленности. Часть крупных трубопроводных проектов приходилось выполнять на западные кредиты, которые чаще всего бывали связанными на долю от 30 % до 90 %, т.е. заказчик часто был обязан покупать трубы у предприятий кредитующей стороны, конечно, при условии соблюдения гарантий выполнения технических требований [38].

В настоящее время в России на 70-ти предприятиях выпускается 5-6 млн. тонн стальных труб, из них на 10-ти заводах – 80 % всей продукции. Мощность

российских трубных заводов составляет 20 % от мировой [94]. С 2000 года потребление труб в России неуклонно увеличивалось и составляет около 5,5 млн. тонн [38]. Большая часть потребительского спроса удовлетворяется за счет отечественного производства. По ряду сортаментных позиций бесшовных и нефтепроводных труб отечественные производственные мощности близки к насыщению, обеспечивая при этом покрытие внутреннего потребления приблизительно на 75%.

1.3 Анализ существующей нормативной базы

В настоящее время к низколегированным сталям, листовому прокату и трубам предъявляются высокие требования к уровню прочности и пластичности; вязкости и сопротивления хрупкому разрушению при температурах монтажа и эксплуатации трубопроводов; а также к свариваемости при режимах сварки в цеховых и полевых условиях [149, 165, 169, 168, 74, 134, 141, 144, 1, 59, 36].

С целью систематизации процесса выбора труб отечественных и импортных поставок при сооружении магистральных, обвязочных и промысловых газопроводов компанией Газпром с января 1997 г. введена в действие «Инструкция по применению стальных труб в газовой и нефтяной промышленности». В соответствии с этой инструкцией за расчетную температуру эксплуатации для прокладки всех видов трубопроводов принимается температура перекачиваемого продукта с учетом взаимодействия трубопровода с окружающей средой, и соответственно, ограничение применения стали различных марок в зависимости от температуры стенки трубы при эксплуатации и расчетной температуры строительства [166].

Технические требования на трубы для трубопроводов, транспортирующих газ, воду и нефть в нефтяной и газовой отраслях промышленности, также изложены в разработанных Отделом разведки и добычи Американского института нефти «Технических условиях на трубы для трубопроводов» - API 5L, и в настоящее время многие производители при разработке сталей для газонефтепроводных труб руководствуются этим документом [168].

В Российской Федерации требования к магистральным трубам нормируются СП 36.13330.2012 [92]. В СНиП представлены обобщенные требования, поэтому для конкретных условий эксплуатации более детальные требования формулируются межведомственной инструкцией по применению стальных труб. На основе этих рекомендаций металлургическими предприятиями согласовываются технические условия (ТУ) на поставку толстолистового проката для труб и электросварных труб по конкретным проектам. Например, ТУ 14-1-5433-2005 на прокат из стали 20-КСХ предполагает гарантию уровня содержания КАНВ менее 2 вкл/мм². Это способствует высокой стойкости стали против локальной коррозии.

Нормируемыми характеристиками обычно являются: временное сопротивление разрыву, предел текучести, отношение предела текучести к временному сопротивлению, относительное удлинение при разрыве, ударная вязкость, доля вязкой составляющей в изломе при испытании образцов падающим грузом (DWTT) при температуре эксплуатации с определением процента волокна в изломе, углеродный эквивалент, параметр стойкости против растрескивания, сплошность при УЗК по всей поверхности листа, допуски на размеры листа по толщине, требование к микроструктуре и к технологии изготовления.

Хорошим примером комплексной оценки свойств стали является СТО 00190242-001-2008 «Методика определения стойкости углеродистых и низколегированных сталей против локальной коррозии». Данный стандарт ранжирует коррозионную стойкость сталей по 3 группам и предлагает комплекс требований к микроструктуре, составу и загрязненности НВ.

Анализ существующей нормативной базы (таблица 1.2) показал, что в качестве базового нормативного документа, на основании которого определяются соответствие структуры, состава и свойств труб, принят ГОСТ ISO 3183-2015 «Трубы стальные для трубопроводов нефтяной и газовой промышленности». Общие технические условия» [25]. Данный стандарт является одним из основополагающих нормативных документов, на основании которого производятся сварные трубы больших диаметров для магистральных нефте- и газопроводов.

Таблица 1.2 – Анализ контролируемых по НТД параметров металла

Объект контроля <hr/> НТД	Хими- чес- кий состав	НВ	σ_T	КС U	Стой- кость к ВИР	Стой- кость к СКР Н	Неме- талл. вклю- чения	Мик- рост- рук- тура	Раз- мер зерна
API 5 CT	+	+	+	+	-	- / + ¹	-	-	+ ²
API 5L	+	+	+	+	-	-	-	-	-
NACE MR 0175-2	+	+	+	-	+	+	-	-	-
NACE MR 0175-3	+	+	-	-	-	+	-	+ ³	-
NACE MR 0103	+	+	-	-	-	-	-	+ ³	-
ГОСТ 31446- 2017	+	+	+	+	-	- / + ¹	-	-	+ ²
ГОСТ ISO 3183-2015	+	+	+	+	-	-	-	-	-
МУ № П1-01.05 М-0132 (Рос- нефть)	+	+	+	+	+	+	+	+	+
СТО Газ- пром 2- 4.1-228- 2008	+	+	+	+	-	+	+	-	-

Продолжение таблицы 1.2

ГОСТ 20295-85	+	-	+	+	-	-	-	-	-
ГОСТ ISO 13680 - 2016	+	+	+	+	-	-	+	+	-
ГОСТ Р 52203 - 2004	+	+	+	+	-	-	-	-	-
Примечание: 1 - проводится аттестация для применения в кислых средах; 2 - проводится для отдельных групп прочности; 3 - для дуплексных сталей проводится контроль объемной доли δ -феррита.									

ГОСТ ISO 3183-2015 является идентичным стандарту ИСО 3183-2007 «Нефтяная и газовая промышленность. Трубы стальные для трубопроводных транспортных систем». При подготовке нормативного документа ИСО 3183-2007 технический совет ИСО ТК 67 принял за основу принцип разделения основных технических требований к трубам для трубопроводов по двум уровням PSL-1 и PSL-2. Уровень PSL-1 устанавливает базовый уровень требований качества труб для трубопроводов, уровень PSL-2 устанавливает более высокий уровень качества требований за счет дополнительных требований к химическому составу, ударной вязкости, прочностным свойствам и неразрушающему контролю. Соответственно, наиболее ответственные и тяжело нагруженные трубы для магистральных трубопроводов должны соответствовать уровню PSL-2.

Однако на практике все чаще имеют место случаи с преждевременным выходом из строя оборудования, эксплуатирующегося в условиях с пониженными температурами несмотря на то, что формально свойства материалов удовлетворяют требованиям существующих стандартов. Из таблицы 2 видно,

что большинство нормативных документов не принуждают контролировать, например полосчатость, а также во многих случаях неметаллические включения и размер зерна. Однако, например, при снижении температуры до минус 40 °С, отмечается падение уровня механических свойств в отличие от испытаний при комнатной температуре, где механические свойства металла с 0 баллом полосчатости и 3 баллом полосчатости отличаются незначительно.

1.4 Влияние условий производства листовой заготовки и химического состава

Постоянный рост объемов добычи, в том числе за счет освоений новых месторождений и новых регионов промышленной добычи, суровые климатические условия, снижение температуры эксплуатации до минус 40-60 °С, требования экономичности строительства новых трубопроводов, увеличение рабочего давления до 8,4-15 МПа, обеспечение коррозионной стойкости и надежности магистральных трубопроводов постоянно поднимают планку требований к качеству труб [113, 35, 34]. Благодаря действию этих факторов появляются новые тенденции в развитии запросов и потребностей компаний по добыче и транспортировке углеводородных энергоносителей. Сегодня эти компании хотят получать не просто трубы, соответствующие мировым стандартам качества, а продукцию, которая была бы приспособлена к условиям добычи и транспортировки нефти и газа, сэкономила бы затраты потребителя трубной продукции. Поэтому при производстве труб для нефтепроводов большое значение уделяется качеству исходной заготовки.

В качестве исходной заготовки для производства труб обычно используется лист из низколегированной стали. В зависимости от условий изготовления листа поставляемая в горячекатаном состоянии сталь может быть после одного из видов термообработки: нормализации; нормализации с отпуском; прокатанной по контролируемому режиму с ускоренным охлаждением или без него.

По способу изготовления нефтегазовые трубы для трубопроводов подразделяются на бесшовные, сварные с продольным швом и сварные со спираль-

ным швом. Бесшовные трубы применяют для проведения внутрискважинных работ и строительства скважин (насосно-компрессорные, бурильные, обсадные) диаметром до 426 мм. Обычная область применения сварных труб – трубопроводы диаметром 530 мм и выше. Трубы диаметром до 530 мм изготавливают из спокойных и полуспокойных углеродистых сталей. Для изготовления труб диаметром до 1020 мм применяют спокойные и полуспокойные низколегированные стали [35]. Трубы больших диаметров изготавливают из низколегированных сталей в термически или термомеханически упрочненном состоянии.

Сварная труба на 99 % состоит из основного металла и только на 1 % – из сварного шва. Поэтому основные свойства труб обеспечиваются не на трубных, а на металлургических заводах и на прокатных станах, особенно в случае контролируемой прокатки. Высокопрочные низколегированные стали, к которым по результатам химического анализа металла труб можно отнести изучаемую в работе сталь 10Г2ФБ, характеризуются низким содержанием углерода (0,06 – 0,12 %). Кремний и марганец вводят примерно в количествах, отвечающих сталям класса 52-53 по DIN 17 100.

Высокопрочные низколегированные стали содержат микролегирующие элементы, которые при комбинации термической и механической обработок в ходе нагрева слэбов, горячей прокатки и охлаждения влияют на микроструктуру, размер зерна и свойства стали.

В ЦНИИчермет были изучены фазовые превращения в сталях С-Mn-V-Nb композиции легирования [9]. По итогам исследований были разработаны технические условия ТУ 14-1-5506-2005 на изготовление труб классов прочности К42-К60 из сталей 10Г2ФБ и 12Г2СБ [102]. Требуемые механические характеристики этих сталей обеспечиваются регламентированным содержанием хрома, ниобия и ванадия, низкими содержаниями серы, фосфора и азота, а также температурно-деформационным режимом прокатки. Для обеспечения гомогенности стали и растворения микролегирующих элементов слэбы для прокатки должны нагреваться до ~ 1200 -1240 °С. В процессе прокатки в черновых группах клетей (15-40 %) требуется преобразование грубой литой структуры в ау-

стенитную с равномерным зерном в результате многократной полной рекристаллизации. В процессе чистой прокатки с ограниченным числом обжатий в очень короткий промежуток времени (суммарная деформация 70-75 %) должна быть получена структура аустенита с большим числом зародышей зерен феррита, для обеспечения мелкого зерна феррита.

Торможение рекристаллизации аустенита в стали 10Г2ФБ происходит как под действием элементов, находящихся в твердом растворе (Nb, V), так и посредством выделяющихся при деформации карбонитридов (карбидов) ниобия. Наиболее эффективный элемент в этом отношении – ниобий, добавление его в сталь в количестве 0,05 % повышает температуру полной рекристаллизации (T_p) аустенита, ниже которой она начинает замедляться, от ~ 800 до 1000 °С; при содержании 0,08-0,09 % ниобия – до 1040-1050 °С. Поскольку при прокатке в чистой группе клеток паузы между обжатиями малы, то выделение карбонитридов происходит лишь частично, т.е. часть ниобия и ванадия еще остается в твердом растворе, а при душировании фазовый состав стали формируется окончательно и задается кинетика выделения частиц, обеспечивающих дисперсионное упрочнение металла. Для получения однородного фазового состава металла температура окончания прокатки ($T_{кп}$) должна соответствовать нижней части аустенитной области на всех участках полосы [2, 96].

Высокопрочные низколегированные стали получили заметное развитие в последнее десятилетие после того, как было найдено оптимальное соотношение легирующих элементов, позволяющих получить хороший комплекс прочностных, пластических характеристик в сочетании с высокими показателями низкотемпературной вязкости и свариваемости при низкой стоимости и несложной технологии производства. Преимуществом использования стали с более высокими прочностными характеристиками является значительное снижение массы готовых конструкций. Вместе с тем, повышение прочности стали должно обязательно сопровождаться повышением ее вязкости. Это накладывает определенные требования к химическому составу трубных высокопрочных низколегированных сталей [94]. Повышение содержания углерода ведет к повышению

прочности, но негативно отражается на свариваемости и сопротивлении хрупкому разрушению [168, 14, 158, 142] за счет структурных изменений [166, 169]. Степень и характер влияния загрязненности примесями в зависимости от уровня прочности и структуры стали, а также от морфологии и формы присутствующих примесей [168, 165] несколько отличается, однако можно обобщенно представить, что, например, чистые по сере и фосфору стали обладают лучшими прочностными свойствами. Это происходит по причине сегрегации фосфора по границам зерен и развитию зернограничного механизма разрушения. Микролегирование ниобием повышает устойчивость аустенита сдерживая ферритное превращение. Титан стабилизирует структуру и положительно влияет на структуру зоны термического влияния (ЗТВ).

В отличие от обычных высокопрочных сталей, приобретающих оптимальные свойства после нормализации вслед за горячей прокаткой, стали, подвергаемые термомеханической прокатке, достигают их при обработке в ходе нагрева, прокатки и охлаждения. Поскольку ни один из этих процессов не может быть повторен, их необходимо строго контролировать, допуская отклонения от заданных параметров в узких пределах, чтобы не снизить эффект ТМО и качество продукции. В толкательной печи производится нагрев слябов до температуры, необходимой для горячей деформации. При этом стремятся, чтобы в металле произошло образование и гомогенизация аустенита, необходимое растворение сегрегаций микролегирующих элементов и не наблюдался чрезмерный рост зерна аустенита.

Трубные стали неоднородны и несовершенны как по составу, так и по своему строению – макро-, микро- и тонкой структуре. Величина, характер и степень равномерности распределения этих несовершенств и определяет свойства сталей, их поведение в процессах обработки, их прочность и работоспособность в конкретных условиях. Неоднородность состава и несовершенства строения кристаллов и кристаллитов связаны с исходным составом сплава и условиями его кристаллизации (биографические несовершенства) [94, 91].

Наиболее ярким примером такого несовершенства в реальных сталях является зональная и особенно дендритная ликвация, под которой понимается химическая неоднородность сплава в пределах одного кристалла (кристаллита) [15, 166]. Большинство элементов в стали, включая углерод, ликвируют от оси дендрита к междуосным пространствам. Совместная ликвация элементов-примесей может и усиливать, и ослаблять степень дендритной химической неоднородности легированных сталей. Для формирования свойств стали важна не столько сама междендритная неоднородность стали, а связанная с ней полосчатость структуры, строчечное расположение отдельных ее составляющих (неметаллических включений, карбидов), приводящие к анизотропии механических свойств деформированной стали. Чем сильнее загрязнена сталь неметаллическими включениями (особенно нитевидной формы), чем больше в ней содержится карбидов, нитридов и других труднорастворимых соединений, тем ниже оказываются механические и коррозионные свойства стали в поперечном направлении [1, 59].

Несовершенства обработки также могут влиять на развитие полосчатости в стали. Несовершенства обработки могут быть связаны с:

- процессами нагрева (аустенизации, гомогенизации и пр.);
- условиями охлаждения;
- процессами стабилизации сплава (отпуском, старением, коагуляцией карбидной фазы);
- специально создаваемой химической или физической неоднородностью.

Высокотемпературный нагрев - гомогенизация - в известной мере устраняет химическую неоднородность стали в пределах кристалла. Вместе с тем аустенизация и гомогенизация могут приводить к диаметрально противоположному процессу - к появлению неоднородности состава в микрообъемах при наличии в стали малых количеств поверхностно активных относительно железа (горофильных) элементов. Происходит образование концентрационной неоднородности в объеме зерна. С обогащением его граничных или межблочных зон каким-либо элементом или элементами, характерной особенностью которых

является значительная разница в величинах их атомных радиусов, по сравнению с атомным радиусом растворителя (в стали – железа) является проявлением внутренней адсорбции сплава. Перераспределение отдельных легирующих элементов или примесей в объеме зерна при нагреве стимулируется способностью чужеродных атомов понижать избыточную энергию структурных неоднородностей. Особенно заметное влияние на свойства стали оказывает внутренняя адсорбция тогда, когда в результате уменьшения поверхности границ, например, при росте зерна аустенита в процессе высокотемпературного нагрева, концентрация горофильного элемента превзойдет (при выдержке или в процессе последующего быстрого охлаждения) предел растворимости. В этом случае становится возможным локальный распад твердого раствора с выделением дисперсных частиц избыточной фазы, хотя усредненный состав стали еще далек от достижения предела растворимости [105].

В процессе горячей обработки давлением дендритная структура слитка разрушается, дендриты вытягиваются в направлении деформации. Междендритные пространства, содержащие большое количество примесей и неметаллических включений, также деформируются и образуются характерные волокна. Такое строение, называемое полосчатостью, влияет на механические свойства, главным образом на ударную вязкость; она выше в продольном направлении и ниже в поперечном направлении (по отношению к направлению течения металла при прокатке). В меньшей степени подобная полосчатость влияет на пластичность (относительное удлинение и сужение). Прочность и твердость не зависят от полосчатости [6].

Существует мнение [96], что применение КП приводит к снижению производительности и к развитию текстурованного феррита, что способствует анизотропии свойств проката. Интенсивность такой анизотропии усиливается деформацией в феррито-аустенитной двухфазной области, таким образом, исключение этой операции может привести к дальнейшему улучшению свойств.

При производстве стали 10Г2ФБ существует проблема получения минимального разброса свойств по длине полосы и нормируемого значения показа-

теля $\sigma_{0,2}/\sigma_B \leq 0,9$. Большая однородность свойств обеспечивается, во-первых, стабильным фазовым составом стали в различных участках полосы и, во-вторых, одинаковой величиной дисперсионного упрочнения. Наиболее эффективными средствами борьбы с анизотропией механических свойств на металлургическом заводе является совершенствование технологии производства стали и гомогенизация проката, обеспечение равномерного распределения карбонитридной фазы по длине проката [2].

Таким образом, основными параметрами, влияющими на формирование комплекса физико-механических свойств трубных сталей, являются [87]:

- контролируемая прокатка – это горячая прокатка по регламентированному режиму, включающему запрограммированные температуры начала и окончания деформации, обжатия, скорость охлаждения. Цель такой обработки - сформировать структуру с мелким зерном полигонизованного феррита и дисперсными выделениями карбонитридов, обеспечивающую повышение предела текучести, снижение предела хрупко-вязкого перехода и улучшение свариваемости. Для повышения прочностных свойств без потери пластичности применяются такие режимы контролируемой прокатки, которые позволяют получать феррито-бейнитную (мартенистную) структуру [45].

Одним из негативных эффектов КП может быть полосчатость, которая способствует развитию анизотропии свойств по длине проката, что ведет к разбросу механических свойств.

- химический состав стали. При снижении содержания углерода и микролегировании ниобием и ванадием может возникать эффект карбонитридного упрочнения, препятствующий росту зерна и способствующий получению требуемого уровня сочетания прочностных свойств и пластичности.

- сочетание легирования с термической обработкой. Нормализация является эффективным средством повышения ударной вязкости стали 10Г2ФБ в толстых сечениях, однако при этом упрочняющее влияние ниобия снижается, повышение температуры нагрева под закалку листов способствует росту прочностных характеристик, небольшому снижению относительного удлинения и

увеличению отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ для всех температур отпуска, толщина листа влияет на рост ферритной составляющей в структуре стали, что приводит к падению прочностных свойств.

Еще одним фактором (дефектом), определяющим комплекс механических свойств трубных сталей является разнотернистость. Под разнотернистостью понимают присутствие в структуре стали зерен разных размеров, что приводит к неоднородности свойств. Следует различать разнотернистость, связанную с ликвационными явлениями, т.е. с неоднородным распределением примесей, карбидных и карбонитридных включений, задерживающих рост зерен при горячей деформации или отжиге, и обусловленную наследованием неоднородности литого состояния, неравномерностью распределения температуры и деформации по толщине заготовки [45].

Разнотернистость деформационного происхождения зависит от температурно-скоростного режима деформации, величина зерен в стали и степень их размерной однородности определяются температурами нагрева стали перед деформацией и окончания деформации, а также степенью деформации (суммарной и в последней клетки, если прокатка осуществляется в несколько проходов) [14, 5].

Пластическая деформация всех видов неравномерна по сечению и вдоль оси деформируемого изделия. В очаге деформации возникают зоны, в которых степени деформации колеблются в довольно широком интервале и могут быть ниже критических, критическими и выше критических. Такая неоднородность деформации стимулирует рост зерен в процессе динамической и статической рекристаллизации [51].

В структуре горячедеформированной стали могут наблюдаться зоны крупных слабодеформированных и нерекристаллизованных зерен, участки с рекристаллизованными зернами, претерпевшими первичную, собирательную и даже вторичную рекристаллизацию, области с измельченными зернами. При последующей холодной деформации сталь сохраняет эту неоднородность, которая усугубляется неравномерным развитием холодной деформации и прояв-

ляется при отжиге. В участках, претерпевших холодную деформацию со степенями выше критической, образуется нормальная зеренная структура; в зонах, где степень деформации не соответствовала критической, вырастают крупные зерна. В трубной низколегированной стали, прокатанной в интервале температур $A_{C3} — A_{C1}$, т.е. в двухфазной аустенитно-ферритной области, также проявляется разноструктурность структуры. Причиной ее является разная скорость динамической и статической рекристаллизации феррита и аустенита, причем ферритные зерна, более склонные к рекристаллизации, растут быстрее. Разноструктурность в деформированных сталях, как правило, имеет зональный характер. Она приводит к снижению механических свойств стали [45].

1.5 Анализ причин аварийности нефтепромысловых трубопроводов, эксплуатирующихся при низких климатических температурах

Размер зерна является одной из наиболее важных характеристик, определяющих сопротивление металлов хрупкому разрушению, температуру хладноломкости и условия текучести. С увеличением среднего диаметра зерна феррита температура, при которой наступает хрупкое разрушение малоуглеродистой стали, повышается. В 1946 году Е.М. Шевандин впервые предпринял попытку доказать теоретически, что сопротивление отрыву железа, также как и его предел текучести, определяется размером ферритного зерна. Автор показал, что между сопротивлением отрыву и размером зерна существует прямая зависимость. Вывод этой зависимости основывался на том предположении, что образовавшаяся в одном зерне трещина, доходя до границы зерна, останавливается, и дальнейшее распространение трещины возможно только под действием концентрации напряжений у ее вершины [94].

В настоящее время считается непреложным фактом, что у многих сплавов, преимущественно с ОЦК-решеткой, в области низких климатических температур, наблюдается самопроизвольная потеря устойчивости к разрушению в условиях незначительной внешней нагрузки.

Существующие гипотезы условно можно разделить на четыре группы. К первой относятся все случаи потери устойчивости к разрушению, являющиеся

следствием дефектности материала – в случае труб большого диаметра это полосчатость структуры, их разнотернистость, дефекты металлургического передела и прокатки, наличие пор и крупных неметаллических частиц. Вторая группа включает все дефекты охрупчивания, связанные с фазовой и химической гетерогенностью структуры. В третью входят любые динамические нагрузки, связанные с высокими скоростями охлаждения. Четвертая группа включает все физические эффекты, ограничивающие при низких температурах каналы релаксации напряжений. Несмотря на то, что влияние различных факторов, вызывающих разрушение сплавов, достаточно хорошо изучено, физические условия перехода из вязкого состояния в хрупкое еще до конца не выяснены.

Это подтверждается многочисленными работами [88, 54, 40, 107, 106, 30, 55] по определению причин аварий трубопроводов (рисунок 1.5), где были разработаны статистические анализы отказов для труб различного назначения, эксплуатирующихся в экстремальных условиях с температурами до минус 60°C. Было показано, что разрушению трубопроводов происходит по одному из двух основных механизмов.

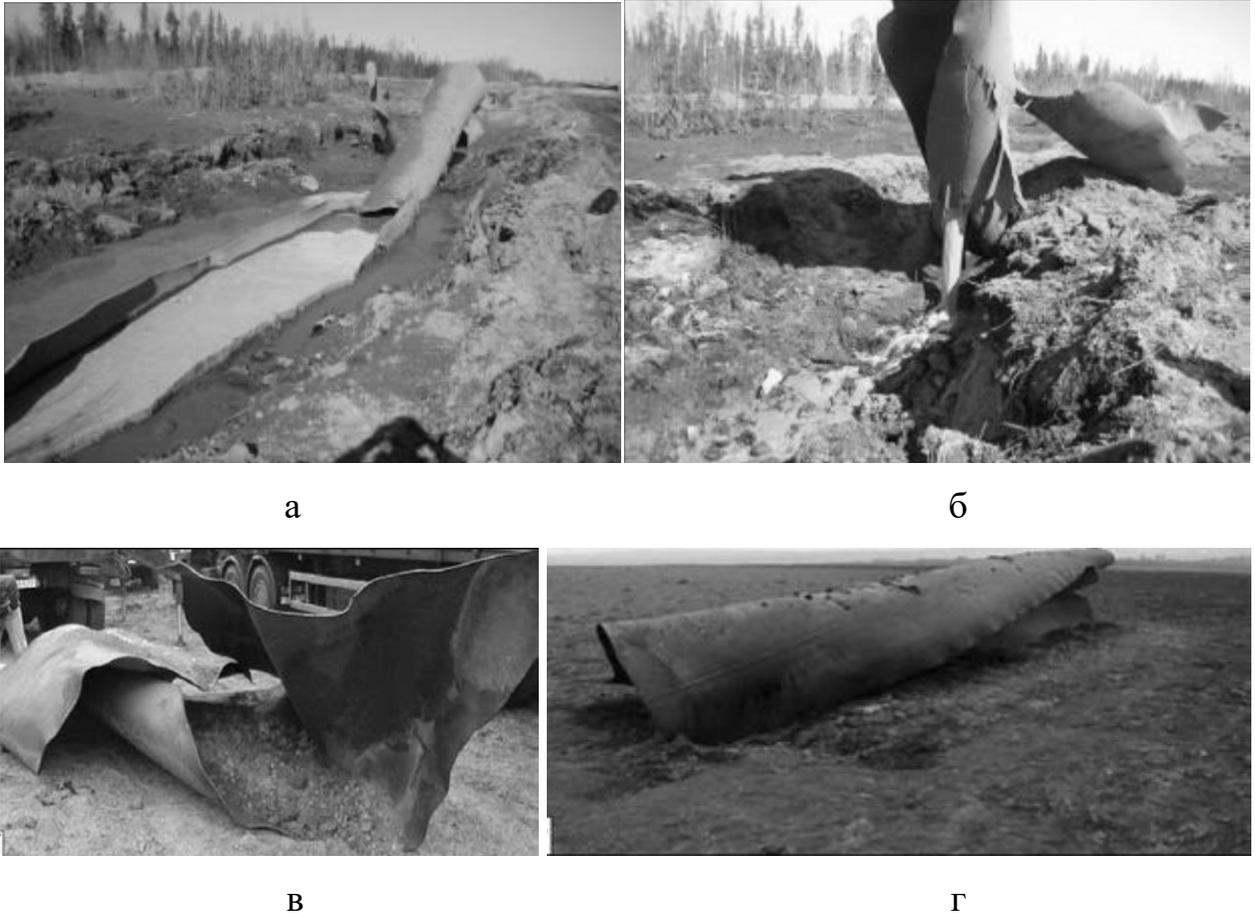


Рисунок 1.5 – Разрушение трубопровода (а, б) и фрагменты разрушившихся труб (в, г) [88]

Основной механизм связан с проблемами качества металла труб. Анализ причин разрушения таких трубопроводов свидетельствует [54, 106], что наибольшее количество разрушений в Арктическом регионе РФ связано с качеством металла труб, как в зонах основного металла, так и в сварных соединениях (дефекты прокатки, полосчатость, разнородность и др.). В процессе эксплуатации металл трубопроводов испытывает высокие нагрузки, вызванные движением или оттаиванием мерзлых грунтов. Зафиксировано, что напряженное состояние в локальных участках может приближаться к значениям предела текучести. При наличии в металле труб высоких уровней структурной неоднородности, перлитной полосчатости, неметаллических включений, в данных местах

зарождаются и развиваются трещиноподобные дефекты. При дальнейшей эксплуатации именно в этих зонах трубопровода происходит раскрытие трещины, которое влечет за собой отказ оборудования и аварию, обычно сопровождающуюся разливом транспортируемой продукции, экологическими проблемами, высокими затратами на локализацию последствий, а также упущенной выгодой компаний. В тоже время из анализа сопроводительной документации на металл, трубы и трубопроводы, в целом, следует, что разрушенные участки полностью соответствовали проектной документации и требованиям, предъявляемым нормативной документацией [136].

При более детальном разборе аварийных случаев сварных соединений трубопроводов, в работе [88], показано отрицательное влияние дефектов, сформированных в процессе изготовления труб и внесших основной вклад в аварию. Механизм образования трещин свидетельствует об их металлургическом происхождении, а именно локальное обогащение металла углеродом, марганцем, медью и цинком привело к структурной неоднородности и как следствие к образованию дефекта. Так же в [88] зафиксированы трещины, имеющие нитевидный характер и небольшие размеры, распространяющиеся на все сечение шва. Образование подобных трещин вызвано наличием в металле грубых неметаллических включений. При анализе разрушения основного металла трубопроводов в работе [55] отмечено, что преобладающими факторами, влияющими на аварии, являются: структурная неоднородность металла, а также неметаллические включения и дефекты прокатного производства в виде металлургического расслоения.

Второй причиной аварийных разрушений являются коррозионные дефекты, развивающиеся на внутренних поверхностях труб. Так, в работе [136] показано, что проблемой нарушения целостности может являться интенсивное развитие коррозионных процессов. Основная опасность исходит от локальной коррозии, протекающей по классическому электрохимическому механизму. Причиной ее является высокая обводненность перекачиваемого продукта, содержание в нем углекислого газа, ионов хлора и сероводорода. А также наличие

КАНВ (коррозионно-активных неметаллических включений) в материале, способствующих интенсификации процессов коррозии. По данным [136] срок эксплуатации труб из ферритоперлитных сталей 7-10 лет (при условии чистоты по КАНВ). Повышение плотности КАНВ (особенно более 6 вкл/мм²) повышает скорость коррозии по экспоненциальной зависимости.

Другой опасностью является дополнительное эрозионное воздействие с канавочной деградацией трубы по нижней образующей (в связи с наибольшей скоростью потока по нижней образующей) [40]. С увеличением содержания сероводорода в среде и скорости движения потока усиливается влияние частиц сульфида марганца и снижается влияние КАНВ на коррозионную стойкость. Глубина поражений с увеличением содержания MnS в стали повышается. Известно также, что меньшее суммарное содержание С и Si способствует меньшей интенсивности потери массы вследствие коррозии [47].

Важно отметить, что описанные механизмы разрушений будут наиболее интенсивно проявлять себя в новых регионах российского ТЭК, отличающихся наличием морской акватории, пониженными температурами эксплуатации, отсутствием транспортной, производственной, энергетической инфраструктуры [142, 90]. Следовательно, локализация аварийных случаев будет кратно сложнее и дороже. Таким образом, разработка дополнительных требований к сталям и их испытаниям для повышения качества, сроков эксплуатации и экологической безопасности представляет высокую актуальность.

Наряду с внешними факторами (корзинный состав сред, механические примеси и т.д.), которые, безусловно, влияют на работоспособность сталей и довольно подробно рассмотрены многими специалистами и учеными, существуют структурные факторы материала труб [107], информации по которым, относительно их влияния на работоспособность на данный момент недостаточно. Современной трубной продукции характерно наличие сочетаний структурных факторов, влияющих на работоспособность и надежную работу оборудования, в самом широком диапазоне [32]. К ним относятся: полосчатость (0-4 балл),

структурная неоднородность (разнозернистость структуры), неметаллические включения (состав, форма) и остаточная текстура прокатки.

Сочетание структурных факторов в металле труб, удовлетворительное для нефтегазовой инфраструктуры умеренного климата, является критическим для обеспечения эксплуатационной надежности при пониженных температурных условиях. Именно поэтому данная работа посвящена изучению влияния структурных факторов, таких как неметаллические включения, перлитная полосчатость, разнозернистость и остаточная текстура прокатки, на эксплуатационную надежность оборудования Арктических регионов и территорий вечной мерзлоты.

1.6 Выводы по главе 1

Ключевой задачей российского ТЭК является разработка и обустройство месторождений в новых регионах. Особенностью таких регионов являются экстремальные условия эксплуатации, связанные с транспортировкой высоко агрессивных коррозионных сред при пониженных температурах окружающей среды, повышенных эксплуатационных давлениях, газонасыщениях, наличии механических примесей, а кроме этого, экологические риски. Любая авария в этих регионах приведет к экологической катастрофе и является категорически недопустимой. Большую часть инфраструктуры подобных месторождений составляют трубопроводы, как внутрискважинные, так и составляющие линейную часть наземных (подводных) трубопроводов промыслового транспорта неподготовленного скважинного продукта и магистрального транспорта товарной продукции нефти или газа.

Исследованные аварийные примеры показали, что одним из ведущих факторов, повлекших аварийную ситуацию, является недостаточная надежность, вызванная металлургическим качеством, что значительно снижает работоспособность труб в условиях Арктического региона. Таким образом, важным направлением работы является повышение металлургического качества металла труб эксплуатируемых в экстремальных условиях нефтегазовых месторождений новых регионов.

К сожалению, традиционный путь повышения эксплуатационной надежности металлических конструкций, а именно создание новых сталей с системой легирования, обеспечивающей надежность и работоспособность труб в условиях Арктического холода и высокой агрессивности рабочих и внешних сред, сезонными подвижками грунтов к настоящему времени практически исчерпан. Это связано с требованиями нефтегазовых компаний снизить стоимость трубной продукции из-за низкого уровня доходности месторождений и жесткой конкурентной борьбой на рынке нефтепродуктов.

Требования существующей конъюнктуры обустройства ограничивают возможность повышения стоимости трубы за счет дополнительного легирования. Это привело к необходимости разработки технологий регулирования структуры при сохранении и даже уменьшения легированности трубных сталей. Такой путь требует комплексного анализа поведения металла в арктических условиях – углубленного исследования металлургических факторов – текстуры, структуры и т.п. – поэтому работа посвящена оценке влияния этих факторов на работоспособность труб нефтегазовой инфраструктуры в низкотемпературных условиях эксплуатации, для обеспечения надежности, работоспособности и качества металлопродукции, изготовленной из низколегированной трубной стали 10Г2ФБ.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Методологической основой исследований послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых, диссертационные работы последних лет в области материаловедения, нефтехимии и машиностроения, а также НТД на проведение механических и металлографических исследований.

2.1 Материал для исследований

Для проведения экспериментальных исследований были использованы вырезки из труб после аварийных остановов оборудования нефтепроводов, вырезки (катушки) из годных труб, отработавших 25-41 тыс. часов в трубопроводах, расположенных в Северных и Северо-Восточных регионах страны и вырезанных при проведении плановых ремонтных или технологических работ (всего 10 вырезок) и новые трубы. Материал всех исследованных труб – сталь 10Г2ФБ, химический состав всех исследованных труб соответствовал требованиям НТД документации на сталь.

Исследованные образцы прямошовных сварных труб (8 катушек – темплетов) из низколегированной стали марки 10Г2ФБ, полученных после длительной эксплуатации, были изготовлены на различных заводах-изготовителях и имели соответствующие сопроводительные документы, свидетельствующие об их годности для применения на магистральных трубопроводах (группа прочности Х65). Внешний вид вырезок из труб представлен на рисунке 2.1. Образцы для исследований металла вырезок были отобраны от различных зон сварных труб. Вырезка темплетов и дальнейших заготовок под образцы для испытаний и исследований проводились на ленточнопильном станке с принудительным охлаждением с целью предотвращения повышенных температур в области реза, влекущего изменения исходного структурного состояния. Фотографии процесса разделки темплетов на заготовки под образцы представлены на рисунке 2.2.



Рисунок 2.1 – Внешний вид исследованных труб из стали 10Г2ФБ в состоянии поставки



Рисунок 2.2 – Разделка темплетов с использованием ленточнопильного станка для вырезки заготовок под образцы

Программа исследования труб включала оценку прочностных свойств и пластичности при статическом растяжении, ударной вязкости, сопротивления хрупкому разрушению, трещиностойкости, исследование структурных составляющих, неметаллических включений и текстуры. Кроме того, при конкурентном анализе результатов определены трубы с «наилучшим» и «наихудшим» структурным состоянием и значением ударной вязкости и трещиностойкости при разных температурах, для которых проведены углубленные микроструктурные исследования металла.

2.2 Методы исследования механических характеристик

Испытания на статическое растяжение цилиндрических образцов из основного металла проводили на разрывных машинах сервогидравлического типа INSTRON 8801 с предельной нагрузочной способностью в 100 кН, оснащенных гидрозахватами и системой управления, позволяющей синхронно фиксировать в цифровом виде перемещение активного захвата, усилие растяжения и деформацию образца. Испытания плоских образцов на статическое растяжение из металла продольного сварного соединения выполнялось на аналогичном испытательном оборудовании INSTRON 8806 с предельной нагрузочной способностью в 500 кН, также оснащенных гидрозахватами и средствами цифрового управления и компьютерной записи диаграмм нагрузка-удлинение.

Для испытаний на растяжение основного металла из каждой трубы изготавливался один (поперечный относительно оси трубы) стандартный цилиндрический образец типа IV №7 по ГОСТ 1497-84 [19]. Тип и размеры образцов (диаметр рабочей части образца – 5 мм) обеспечивали отсутствие недопустимой предварительной правки темплета при их вырезке в поперечном, относительно осей труб, направлении.

Для испытаний на растяжение сварных соединений из каждой трубы изготавливался один поперечный плоский пропорциональный образец типа XIII по ГОСТ 6996-66 [23], толщина которого максимально возможно приближалась к толщине трубы. Усиление шва на образцах снималось механическим способом (строганием поперек шва) до уровня основного металла, при этом в соответствии со стандартом допускается удалять основной металл по всей поверхности образца на глубину до 15 % от толщины стенки листа (трубы), но не более чем 4 мм. Удаление основного металла с поверхности образца производилось только с той стороны, с которой снималось усиление шва. Тип и размеры образцов приводили к необходимости предварительной правки заготовок под образцы для исключения их кривизны, поскольку заготовки вырезались в поперечном, по отношению к осям труб, направлении.

Испытаниям на ударный изгиб подвергались образцы из основного металла труб и образцы из продольного сварного соединения труб при следующих температурах: минус 5 °С, минус 20 °С, минус 40 °С, минус 60 °С. Все испытания проводились на поверенном маятниковом копре INSTRON 600MPX (энергия удара до 600 Дж, абсолютная точность измерений 0,78 Дж). Охлаждение образцов до требуемой температуры производилось в специальном термостате, в который помещался спиртовой раствор, охлажденный до требуемой температуры жидким азотом. Температура в термостате контролировалась поверенной термопарой с цифровой индикацией (точность показаний термопары $\pm 0,1$ °С), которая закреплялась на поверхность помещенного в термостат одного из образцов, входящих в серию образцов, подлежащих испытаниям.

Вязкостные свойства оценивали по результатам испытаний поперечных образцов размером 10×10×55 мм и глубиной надреза 2 мм (для основного металла трубы – тип 11, ГОСТ 9454-79 [24]; для сварного соединения трубы – тип IX, ГОСТ 6996). Надрезы были выполнены перпендикулярно к прокатной поверхности металла, для испытаний с надрезом по линии сплавления (ЛС) линия надреза пересекала ЛС в середине образца, для испытаний по зоне термического влияния (ЗТВ) линия надреза располагалась на расстоянии 2 мм от ЛС.

Оценка трещиностойкости при статическом нагружении образцов из основного металла и образцов из продольного сварного соединения выполнялась с помощью INSTRON 8801. Образцы с усталостной трещиной нагружали по схеме трехточечного изгиба при температурах минус 10 и минус 20 °С с определением CTOD (величину критического раскрытия трещины), соответствующую началу ее движения (BS 7448[133], ASTM E 647 [169] и DIN EN ISO 15653 [165]).

Характеристики трещиностойкости δ_C (CTOD) определялись по результатам испытаний стандартных образцов типа SENB. Образцы для испытаний, изготовленные с надрезами в зонах ОМ и ЗТВ, вырезались из темплета таким образом, что продольные оси образцов оказывались направленными в окружных направлениях труб, поскольку их сварные швы имели продольные направления по

отношению к трубам. Вырезанные из темплета заготовки образцов, таким образом, имели начальную кривизну, совпадающую с кривизной поверхности труб. Поэтому, еще до окончательной механической обработки поверхностей образцов, заготовки подвергались операциям правки в соответствии с рекомендациями стандартов BS 7448 и DIN EN ISO 15653, необходимым для устранения кривизны образцов.

Контроль фактической длины раскрытия трещины (суммарной длины надреза и длины усталостного увеличения надреза), а также расстояния от фронта трещины до линии сплавления, осуществлялся с помощью измерительного комплекса ZEISS O-INSPECT 442 по завершении испытания образца. Точность измерений, поддерживаемая указанным комплексом, соответствует ± 1 мкм.

2.3 Методы исследования структурных составляющих

Анализ микроструктуры ОМ и МШ всех труб был проведен в нетравленном и травленном состояниях. Шлифы были изготовлены в соответствии с требованиями ГОСТ 5639-82 [21] и ГОСТ 5640-2020 [22]. Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Reichert-Jung MeAF-3A.

Электронно-микроскопические исследования проводили методом просвечивающей и растровой электронной микроскопии на ZeissSupra 55VP с увеличениями до $\times 4000$. Образцы изготавливались при помощи механического утонения до толщины примерно 40 мкм и последующей электролитической полировке.

Исследования кристаллографического состояния трубной стали были выполнены на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV. Дифрактометр снабжен комплексом управляющих и обрабатывающих программ (X-ray Powder Diffraction Software) с базой стандартов PDF-2 и программным комплексом для анализа текстур LaboTex 3.0. Текстуальный анализ ОМ всех труб проводился с помощью программы исследования текстур методом Шульца (на отражение). Полученные данные являются усредненными значениями исследования трех образцов на одну точку контроля. Анализ проводился для отраже-

ний от серий плоскостей (110), (200) и (211). Для получения нормированных прямых полюсных фигур (ППФ) и обратная полюсная фигура (ОПФ) [36], был снят эталонный бестекстурный (порошкообразный) образец α -Fe.

Рентгеноструктурные исследования проводились на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 в монохроматизированном $\text{Cu}_{k\alpha}$ – излучении (кристалл-монохроматор – цейлонский графит), при $U = 30$ кВ; токе накала $I = 30$ мА, в фокусировке по Бреггу-Брентано, расходимость первичного пучка ограничена щелями 1 мм, антирассеивающая щель перед детектором (сцинтиллятор) – 0,5 мм. Съемка осуществлялась в диапазонах $30\text{-}85^\circ$ и $25\text{-}55^\circ$ по 2Θ , с шагом $0,02^\circ$ и экспозицией 1 с/шаг. При расшифровке фазового состава использовалась дифракционная порошковая база данных ICDD (PDF-2).

2.4 Методы исследования коррозионной стойкости

В качестве предварительной оценки склонности к коррозии металла трубопроводов при эксплуатации были проведены электрохимические исследования. Электрохимические исследования коррозионных свойств проводили на потенциостате VersaSTAT 4 в соответствии со стандартами ASTM G3, G5, G59, G102. В качестве электрода сравнения использовали хлорсеребряный электрод ЭВЛ-1М3.1. Исследования проводили при комнатной температуре в деаэрированном растворе 5 % NaCl без и с насыщением CO_2 . Уровень pH измеряли до и после продувки CO_2 .

Подготовка образца заключалась в шлифовке исследуемой поверхности на бумаге до шероховатости 800 grit, припаивании к образцу медной проволоки для подключения образца к цепи электрохимической ячейки, изоляции рабочей площади образца и очистке в спиртосодержащем растворе.

Процедура исследования заключалась в погружении образца в рабочий раствор, измерении равновесного потенциала коррозии E_k в течение 5 мин (300 с) и поляризационного сопротивления путем проведения поляризации в области потенциалов $E_k \pm 20$ мВ со скоростью развертки $0,16$ мВ/с, а также расчета скоростей коррозии.

Внешний вид ячейки представлен на рисунке 2.3.

Поляризационное сопротивление определяли в анодной области как отношение $R = \Delta E / \Delta I$ (рисунок 2.8), где ΔE равнялось 10 мВ, что соответствует положительному смещению потенциала коррозии $E_{кор}$ на 10 мВ рис.2.4.

Оценку стойкости к сульфидному растрескиванию под напряжением (СКРН) проводили в соответствии со стандартом NACE TM-0177, метод В на образцах в виде тонких пластин в испытательном растворе А в течение 720 часов. Испытания проводили на 3 продольных образцах длиной 112 мм, шириной 20 мм и толщиной 2 мм в соответствии с ASTM G39.



Рисунок 2.3 – Внешний вид электрохимической ячейки

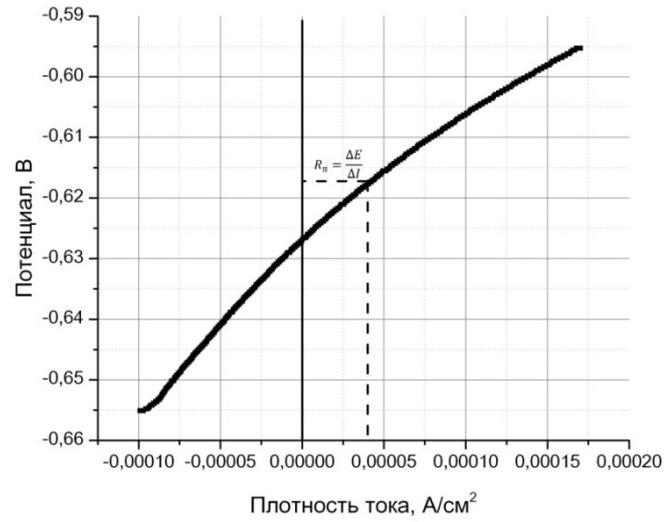


Рисунок 2.4 – Определение поляризационного сопротивления

2.5 Выводы по главе 2

В результате сформирован оптимальный перечень методов, методик и исследований, а также необходимый объем материалов для установления основных закономерностей, предполагаемых целью работы.

ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЯ ВЗАИМОСВЯЗИ МЕЖДУ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ И СТРУКТУРНЫМИ ОСОБЕННОСТЯМИ СТАЛИ 10Г2ФБ

Ключевой задачей российского ТЭК является строительство инфраструктуры и развитие центров добычи углеводородов в северных широтах и территориях вечной мерзлоты. Главным критерием принятия решения о внедрении и определения работоспособности оборудования нефтегазовой инфраструктуры, является комплекс низкотемпературных физико-механических свойств металла.

В связи с ужесточением эксплуатационных условий, а также увеличением количества характерных внешних факторов, обеспечение комплекса механических свойств, а соответственно эксплуатационной надежности оборудования, становится все более сложной задачей. Пониженные температуры эксплуатации становятся ключевым внешним фактором, характерным для всех данных регионов. Таким образом, важной задачей становится обеспечение требуемых свойств сталей при пониженных температурах и прогнозирование эксплуатационной надежности оборудования.

В данной главе проведен анализ причин ускоренного выхода из строя труб нефтепроводов из стали 10Г2ФБ и выполнена оценка механических свойств основного металла и сварных соединений десяти темплетов, вырезанных из годных труб большого диаметра из стали 10Г2ФБ после наработки не менее 25 тыс. часов в условиях Северных и Северо-Восточных регионов страны и не имеющих видимых коррозионных дефектов. Задачей таких исследований была систематизация и оценка влияния структурных факторов на хладостойкость и трещиностойкость металла труб, которые были определены как критические при оценке надежности и долговечности оборудования нефтепроводов северных территорий. Испытания были проведены в соответствии с требованиями ГОСТ ISO 3183-2015. Дополнительно было изучено влияние структурного фактора и неметаллических включений на механические свойства металла и сварных соединений труб при минус 60 °С.

3.1 Анализ причин ускоренного выхода из строя труб нефтяного сортамента

В настоящий момент происходит интенсивное перемещение основных добывающих производств в зону холодного климата – Северных и Арктических регионов страны. На объектах подготовки и перекачки углеводородов от месторождений (рисунок 3.1) к потребителям в трубопроводах были зафиксированы многочисленные повреждения, связанные с развитием хрупких трещин (фотофиксация некоторых разрушений – рисунок 1.5). Анализ многочисленных случаев повреждений, выполненных нашими исследованиями и рядом других авторов, например, анализ выходов из строя трубопроводов северного исполнения [54, 40, 107, 106, 30, 55], показал, что основными причинами повреждений являются хрупкие трещины, связанные с недостаточной хладостойкостью металла труб, и наличием в металле труб КАНВ, которые служат инициаторами зарождения трещиноподобных дефектов.

Анализ причин разрушения и повреждений труб нефтепроводов, эксплуатирующихся длительное время в северных и северо-восточных регионах страны позволяет утверждать, что основной причиной снижения их работоспособности является возникновение и развитие хрупких трещинообразных дефектов, возникающих в зонах коррозионных повреждений металла (рисунок 3.1).



Рисунок 3.1 – Ванкорское месторождение. Общий вид участка складирования труб

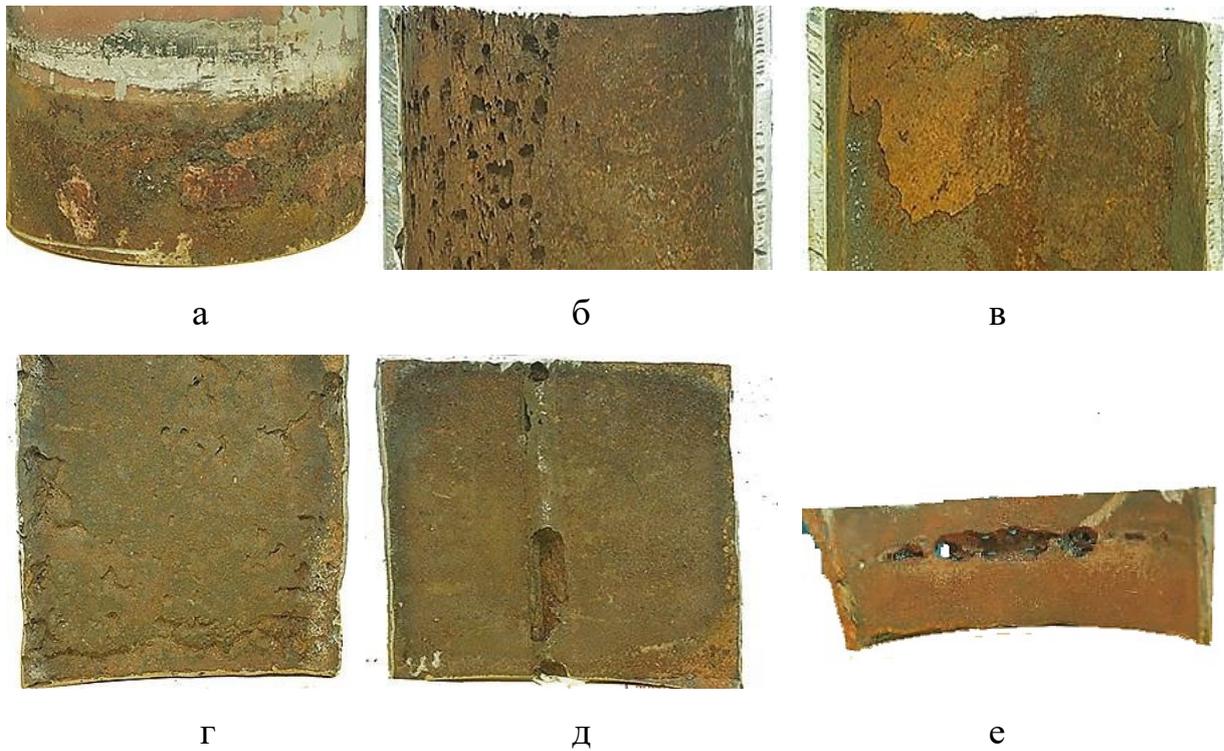


Рисунок 3.2 – Внешний вид поврежденных участков трубопроводов: а – наружная поверхность трубы; б-е – внутренние поверхности труб: б – у нижней образующей; в – по средней линии; г – верхняя образующая, д – продольный сварной шов, е – кольцевой сварной шов

В ходе анализа было установлено, что основным фактором, определяющим повышенную повреждаемость металла и сварных соединений труб, является суперпозиция нескольких одновременно действующих на металл труб явлений – присутствие в структуре сталей КАНВ, содержащих кальций, [82, 84, 4], зарождение в этих зонах коррозионных дефектов, приводящих в ходе эксплуатации труб, к развитию вокруг зон коррозии хрупких трещин. Низкие климатические температуры эксплуатации трубопроводов в зимнее время дополнительно снижают трещиностойкость металла труб и приводят к увеличению числа случаев аварийного разрушения и повреждения трубопроводов.

Проблема охрупчивания сталей, связанная с определенными типами неметаллических включений известна давно. КАНВ приводят к охрупчиванию сталей, способствуя образованию трещины на границе раздела «матрица-граница» снижая работу ее зарождения. Образование трещин в матрице вблизи

включений является сложным многостадийным процессом, развивающимся на атомном, мезоскопическом, фрагментарном и микроскопическом уровнях. Условием высокой прочности металлов и сплавов, упрочненных деформацией, является высокая плотность дислокаций, движение которых должно быть заторможено различными барьерами, к числу которых относятся неметаллические включения. Как правило, неметаллические включения металлургического происхождения являются «жесткими» барьерами на пути движения дислокаций, которые способствуют локализации напряжений в матрице. Эти напряжения могут превысить величину предела прочности матрицы и привести к локальному разрушению [27,167].

Модели зарождения трещин вблизи включений и коррозионных дефектов, образовавшихся вокруг них в ходе эксплуатации труб основаны на концепции торможения движущихся дислокаций и дисклинаций включением или коррозионным дефектом, что приводит к образованию в локальных областях матрицы дислокационных либо дисклинационных скоплений, вызывающих концентрацию напряжений. Зародышевые микротрещины образуются в поврежденных коррозией микрообъемах вблизи включения, а развитие зародышевых микротрещин обусловлено типом структурного состояния металлической матрицы. Увеличение степени неравновесности матрицы, например, полосчатость и разнотернистость микроструктуры, и образование коррозионных дефектов увеличивают вероятность зарождения микротрещин. Разрушение матрицы вблизи включения можно представить как следствие двух конкурирующих процессов: накопления в ходе деформации внутренних напряжений вследствие торможения движения дефектов кристаллического строения и их пластической релаксации. Снижение температуры металла тормозит процессы релаксации, дополнительно повышая вероятность развития хрупкой трещины [27, 167, 112, 41].

При низких климатических температурах под действием процессов деформации и релаксации дислокационная и зеренная структура матрицы вблизи коррозионных дефектов и КАНВ постоянно изменяются, что приводит к крити-

ческому состоянию, которое можно описать как ситуация, когда пластическая релаксация напряжений становится невозможной и возникшие напряжения релаксируют путём образования трещины в матрице, что приводит к развитию процесса хрупкого разрушения металла.

Анализ поврежденных коррозией поверхностей труб показал (рисунок 3.3), что в составе отложений имеются следы серы, хлора, кальция, присутствует углерод, кислород, обнаружены следы кремния, ванадия, меди, никеля, как результат захвата основного металла зоны для анализа.

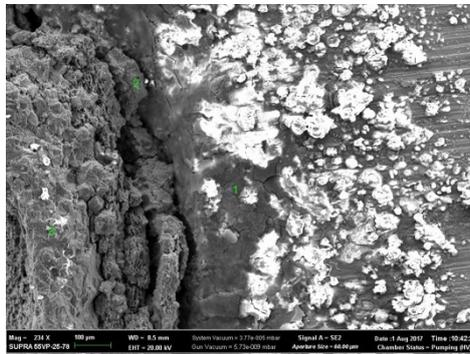


Рисунок 3.3 – Общий вид коррозионного поражения

При металлографическом исследовании зон коррозионного повреждения были обнаружены два основных вида повреждений труб: равномерная коррозия (рисунок 3.4), коррозия в виде язв глубиной до 2 мм (рисунок 3.5).

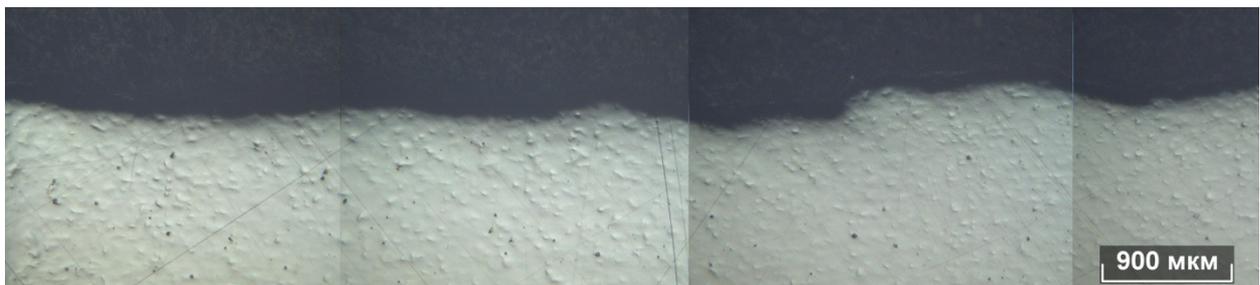


Рисунок 3.4 – Общая коррозия металла трубы

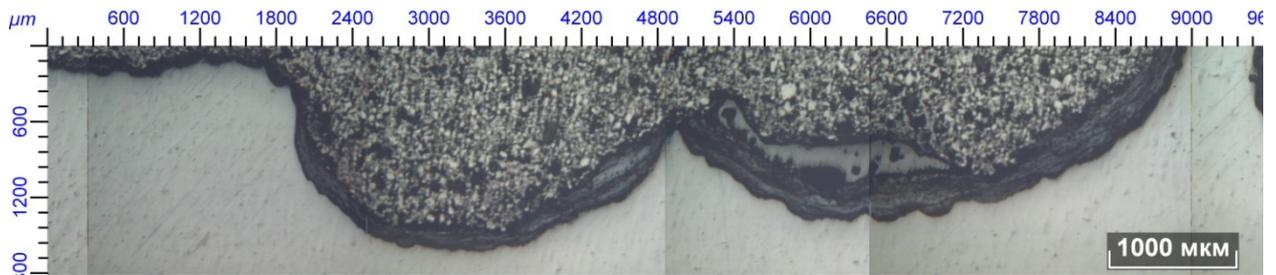
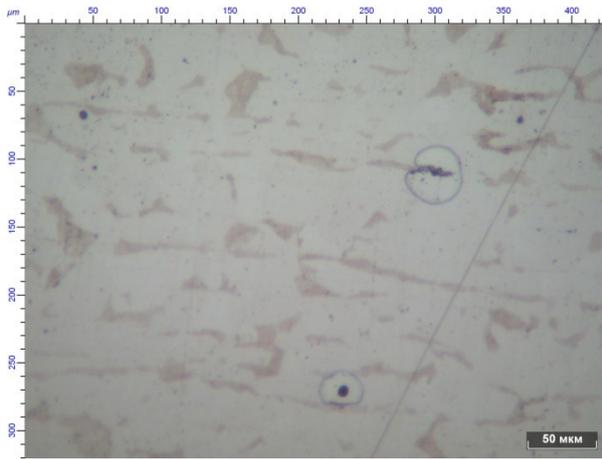


Рисунок 3.5 – Коррозия в виде язв металла трубы

Различие коррозионных повреждений, вероятно, связано с различными гидродинамическими условиями, а именно, скоростью потока газожидкостной смеси и расслоением продуктов, добываемых из скважины. Язвенные поражения располагаются в нижней части трубы, тогда как равномерная общая коррозия характерна для верхней части, что также было отмечено при визуальном осмотре.

Исследование нетравленной поверхности шлифов не выявило грубых строчек и скоплений неметаллических включений, однако при незначительном травлении образцов было обнаружено, что неметаллические включения интенсивно растравливаются – рисунок 3.6, что указывает на то, что эти включения относятся к КАНВ [41,85, 48].

В работе был проведен анализ состава неметаллических включений, приводящих к развитию коррозионных дефектов в повреждённых трубах. В ходе исследований было обнаружено несколько типов неметаллических включений, присутствующих практически во всех аварийно-разрушенных или повреждённых элементах трубопроводов. Основными включениями, обнаруженными в сталях труб, явились комплексные соединения на основе системы Al-Ca-Mg-O, комплексные оксисульфиды на основе Ca-Al-S-O, сульфиды кальция и магния.



x200



x100

Рисунок 3.6 – Растравы в области неметаллических включений в металле трубы

Комплексное включение на основе системы Al-Ca-Mg-O (рисунок 3.7).

Результаты элементного картирования приведены на рисунке 3.8.

Стоит отметить, что наличие Mg в данном включении указывает на экзогенную природу его происхождения, т.е. привнесенного извне (результат взаимодействия твердой футеровки и жидкого расплава, захват шлака потоком, др.).

На рисунке 3.9 приведена фотография одного из включений - продукта модификации стали кальцием: комплексные оксисульфиды на основе Ca-Al-S-O (рисунок 3.9, таблица 3.1).

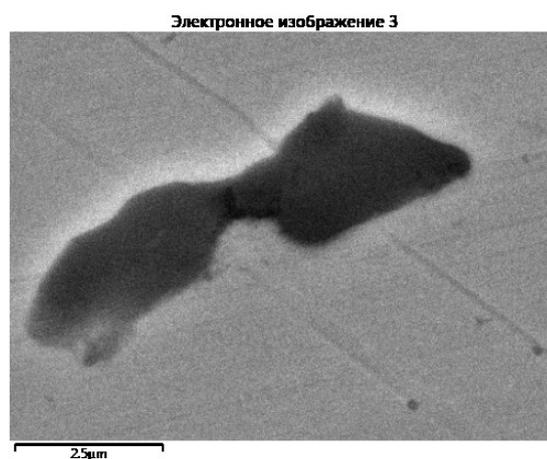


Рисунок 3.7 – Включение системы Al-Mg-O в металле поврежденных труб

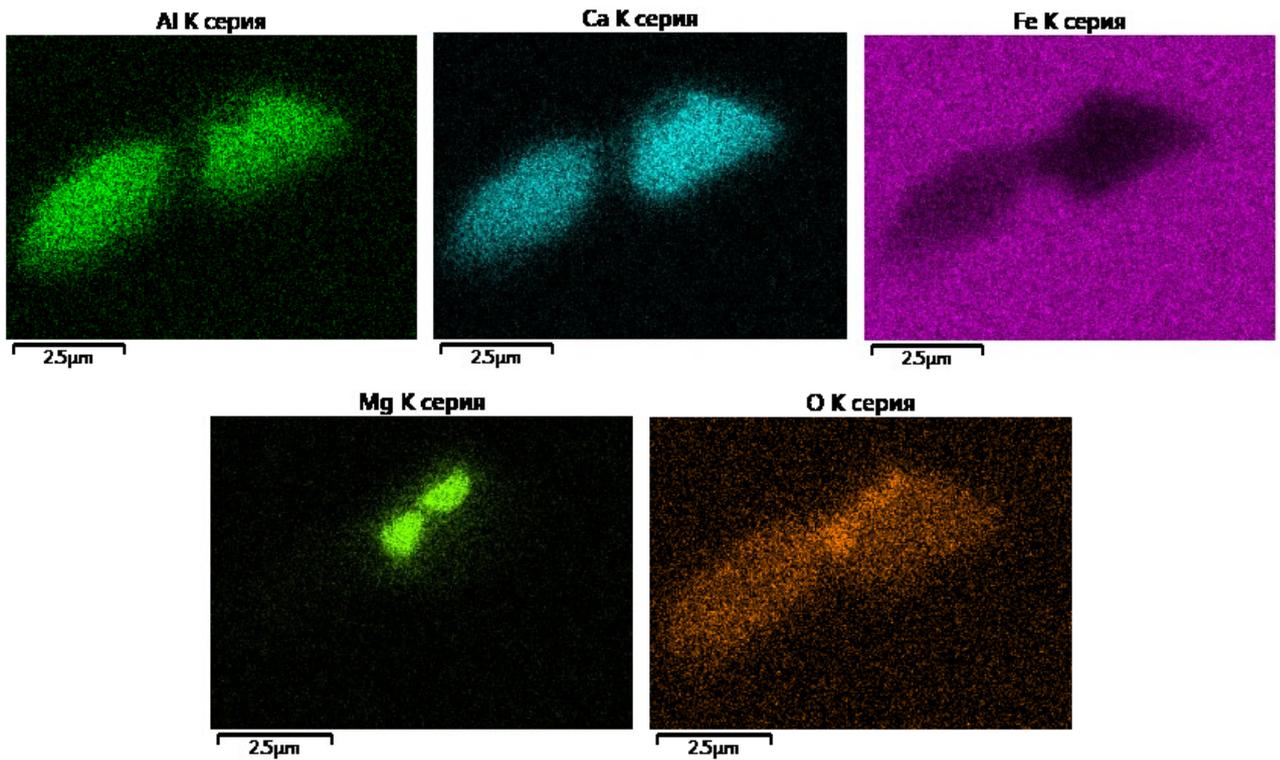


Рисунок 3.8 – Результаты картирования включения Al-Ca-Mg-O

По мнению авторов [82,84,167,81] обработка жидкой стали кальцием может приводить к появлению КАНВ, которые являются очагами локальной коррозии в низколегированной трубной стали. Оксисульфиды сложного состава, содержащие кальций, по мнению [72] являются основной причиной аномально высоких скоростей коррозии в трубных сталях.

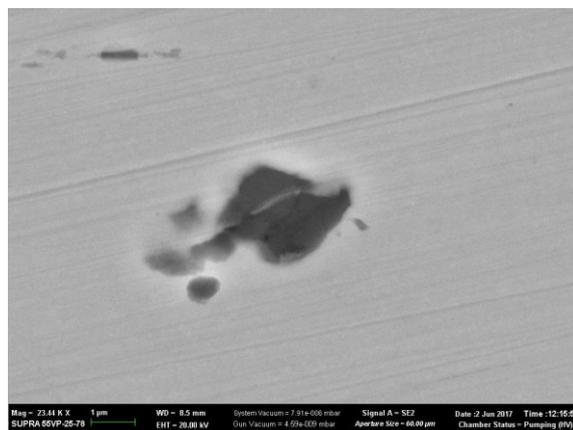


Рисунок 3.9 – Комплексные оксисульфиды в металле поврежденных труб

Таблица 3.1 – Состав оксисульфида

Элемент	Содержание, %
O	26,95
Mg	1,07
Al	11,97
Si	0,97
S	1,00
Ca	27,35
Mn	0,36
Fe	30,32
Сумма:	100,00

На рисунке 3.10 показаны обнаруженные в ходе исследований вытянутые пластичные сульфиды марганца (таблица 3.2).

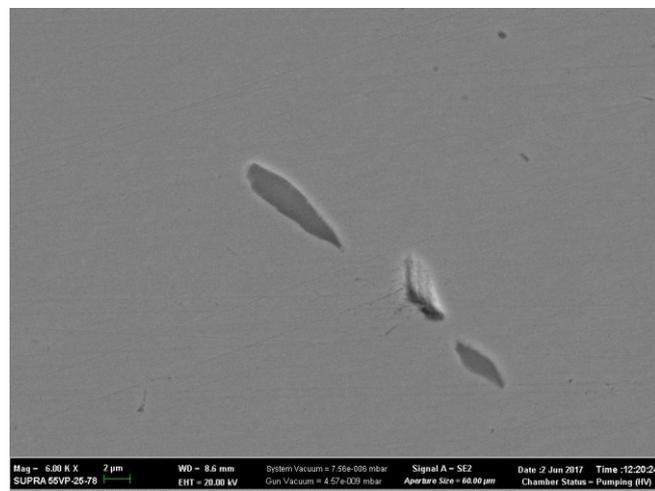


Рисунок 3.10 – Сульфиды марганца в металле поврежденных труб

Таблица 3.2 – Состав строчечного сульфидного включения

Элемент	Содержание, %
S	32,64
Ca	0,55
Cr	0,27
Mn	52,73
Fe	12,88
Ce	0,93
Сумма:	100,00

Такие сульфиды напрямую не являются КАНВ, однако, широко известно, что строчечные включения сульфидов, и, в первую очередь, сульфидов марганца резко снижают хладостойкость и трещиностойкость материалов при низких температурах. Также были обнаружены отдельные сульфиды кальция глобулярной формы размером менее 2 микрон, рисунок 3.11, таблица 3.3.

Также в изученных образцах сталей были обнаружены традиционно определяемые частицы силикатов, оксидов.

Влияние неметаллических включений на работоспособность трубных сталей при низких климатических температурах следует оценивать не только через их коррозионно-активную составляющую.

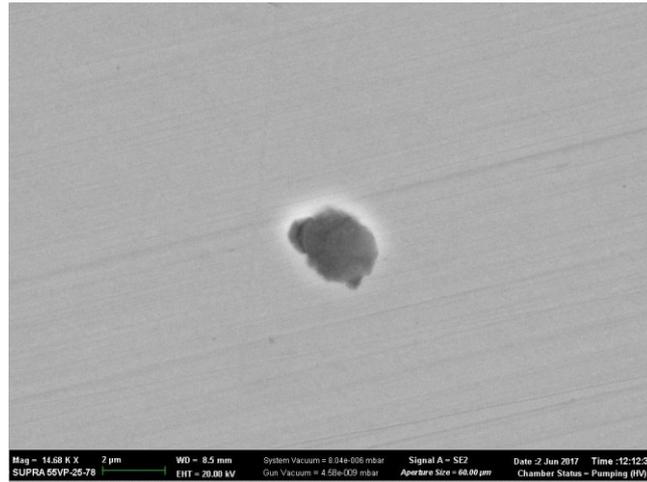


Рисунок 3.11 – Сульфид кальция в металле поврежденных труб

Таблица 3.3 – Состав глобулярного сульфидного включения

Элемент	Содержание, %
O	3,41
Al	0,25
Si	0,24
S	20,59
Ca	22,51
Mn	0,80
Fe	52,21
Сумма:	100,00

Известно, что включения оказывают значительное влияние на анизотропию механических свойств и трещиностойкости. Так, например, в прокате сульфиды и силикаты интенсивно вытягиваются, в результате чего меняется вид излома. Анизотропию ударной вязкости определяет вытянутость сульфидов [68]. Когда их суммарная длина на единицу площади шлифа вырастает, то абсолютная величина у данной вязкости и ее отношение в продольном поперечном направлениях падает.

Недеформируемые неметаллические включения могут дробиться, образуя строчки. Длина строчки определяется, прочностью частиц. Кластеры субмикронных включений, выделившихся по границе перегретого зерна аустенита (зернограницные пленки) при охлаждении после пластической деформации, приводят к появлению аномалии вязкого разрушения – камневидному излому [165]. Неметаллические включения, являясь концентраторами напряжений, препятствуют движению дислокаций, оказывают влияние на прочность стали и характер разрушения материала, причем коэффициент концентрации напряжений зависит от природы (химического состава, физических свойств), формы и размеров включений: мелкие и округлые включения менее опасны, чем крупные, игольчатые или пластинчатые и пленочные [169].

Еще одним структурным фактором, наряду со строчечностью (полосчатостью) феррито-перлитной структуры в материале разрушенных труб была обнаружена значительная разнотернистость ферритной составляющей (рисунок 3.12).

Разнотернистость сильнее влияет на склонность стали к охрупчиванию, чем на ее сопротивление вязкому разрушению. Укрупнение зерна приводит к повышению порога хладноломкости, то есть уменьшается сопротивление стали хрупкому разрушению [29].

Важными характеристиками зерна, оказывающими влияние на вязкость разрушения, являются границы и их размер [165, 169, 29]. Главное влияние границ в поликристаллическом теле на его механические свойства состоит в том, что в определенных областях зерен, прилегающих по обе стороны от общей границы, должно быть согласованное развитие деформации, обеспечивающее совместимость зерен.

Так как пластическая деформация в каждом зерне осуществляется в результате движения дислокаций в своих системах скольжения, то для обеспечения микроскопической связи зерен по их границам должны действовать пять независимых друг от друга систем скольжения. При деформации и ТМО сталей могут возникать аномальные структуры, представляющие собой смесь значи-

тельно отличающихся по величине аустенитных зерен. Процесс слияния зерен и возникновение разности зернистости наблюдается в узком интервале температур. При более высоких температурах нагрева рост зерна происходит преимущественно путем миграции границ. При этом зерна растут с различной интенсивностью, в результате чего при достаточно больших выдержках может возникать крупнозернистая структура с разбросом размеров зерна в 2-3 номера и даже более – на рисунке 3.12.

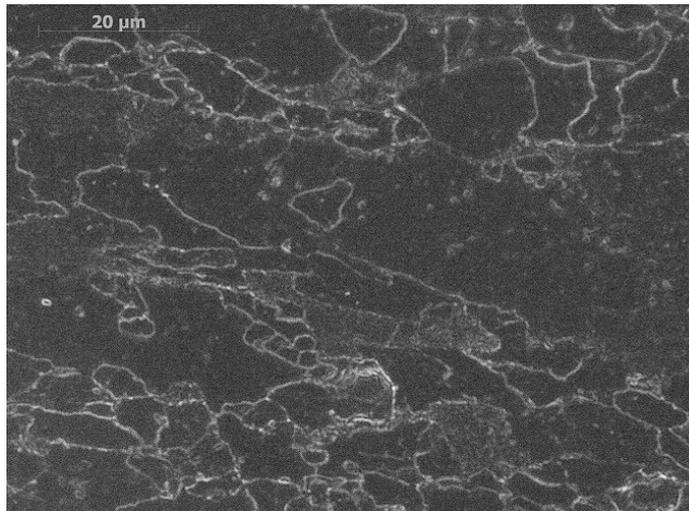


Рисунок 3.12 – Ферритная разности зернистость в металле поврежденных труб

Анализ продуктов коррозии, обнаруженных в разрушенных трубах, показал, что они представляют собой рыхлые, потрескавшиеся, комплексные соединения (рисунок 3.13). При этом, все поражения в области язв носят как местный, так и сугубо локальный характер – язвы, распространяющиеся в ферритной фазе (рисунок 3.14), причем интенсивность развития язв напрямую зависит от размера зерен феррита, укрупнение зерна способствует ускорению коррозионных процессов.

В зонах коррозионных повреждений были обнаружены трещины, как в основном металле труб, так и в зонах сварных соединений – рисунок 3.15. Следует обратить внимание, что развитие трещин в основном металле протекает по

границам раздела полос ферритной и перлитной составляющих – рисунок 3.15 в.

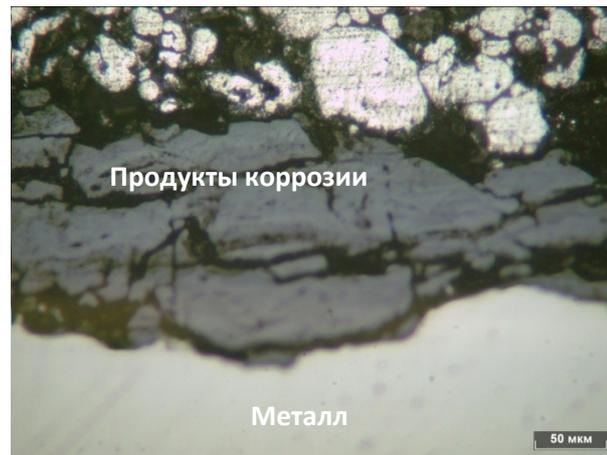


Рисунок 3.13 – Продукты коррозии в язвенных поражениях трубы

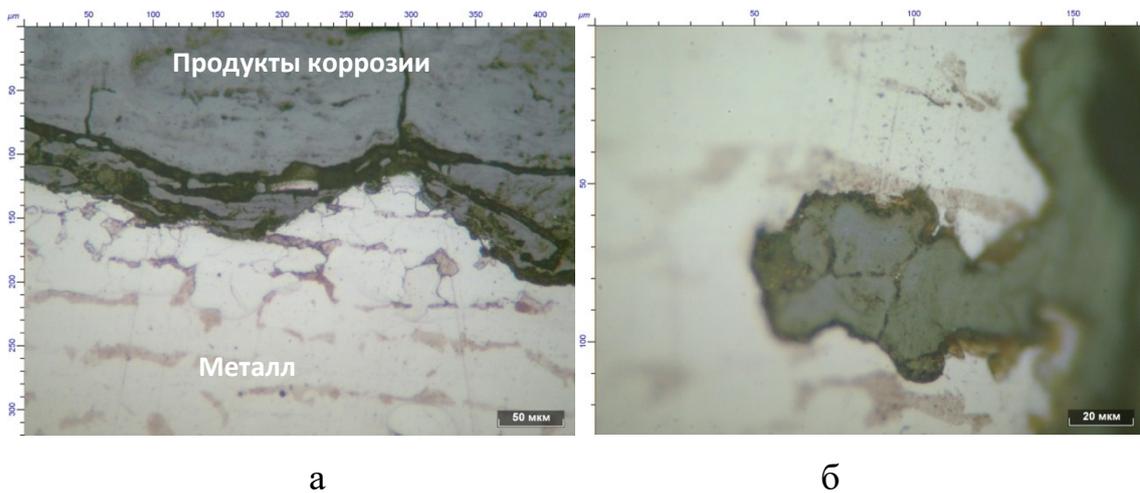
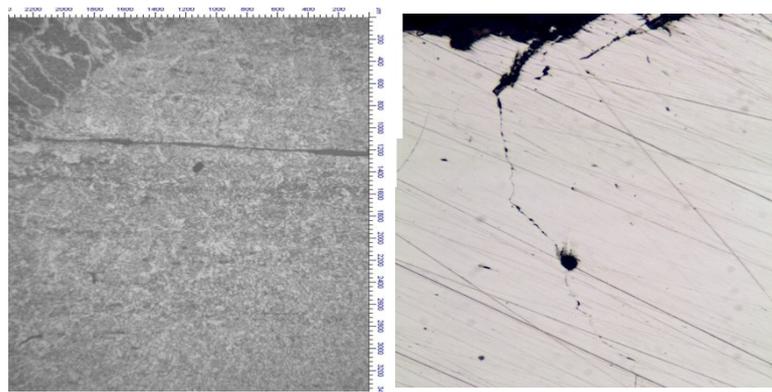


Рисунок 3.14 – Местная коррозия и травленая в области язвенных поражений (а, х200) и локальная коррозия в области язвенных поражений (б, х500)

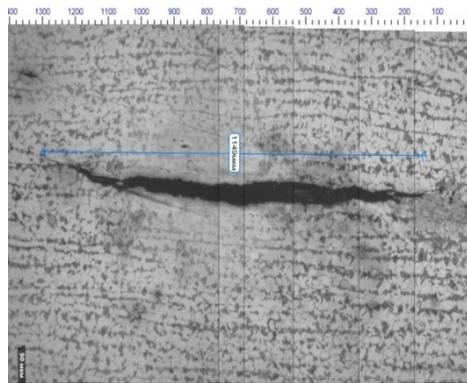
Таким образом, было установлено, что причиной ускоренного выхода из строя труб нефтепроводов в северных регионах РФ является суперпозиция нескольких совместно действующих факторов риска. В их числе:

- неравновесность структуры металла труб, состоящая в образовании, в ходе ТМО металла труб, полосчатой феррито-перлитной структуры и разнотернистость. Разнотернистость с разбросом размеров зерен более 2-3 номеров, что приводит к возникновению сложнапряженных состояний в структуре металла и сложным зернограничным состояниям.



а

б



в

Рисунок 3.15 – Трещины в металле труб: а – из зтв сварного шва в основной металл; б – трещина от коррозионного дефекта в основном металле, в – трещина, развившаяся от КАНВ в основном металле (а и б х25, в – х100)

- неметаллические включения – концентраторы напряжений, препятствующие движению дислокаций и оказывающие влияние на прочность и характер разрушения материала, в частности, КАНВ и возникающие вокруг них зоны коррозионных повреждений металла, которые в ряде случаев провоцируют образование и развитие хрупких трещин.

Отрицательное воздействие этих факторов усугубляется низкими климатическими температурами, замедляющими релаксационные процессы, ускоряющими процесс зарождения и развития хрупких трещин.

Однако, рассмотренный в разделе 3.1 материал, хотя и обеспечивает высокую информативность, позволяющую судить об основных причинах, приво-

дящих к ускоренному выходу из строя оборудования трубопроводных систем Крайнего Севера, однако – все приведенные случаи являются частными и, в данном случае, возможен анализ только данного – конкретного повреждения/разрушения. Эти результаты не позволяют получить обобщенную картину причин ускоренного выхода из строя нефтепроводных труб.

Поэтому главным результатом анализа фактов разрушения является определение и обобщение причин повышенной аварийности на качественном уровне. К этим причинам относятся неравномерность микроструктуры труб (полосчатость и разнотернистость), наличие неметаллических включений различных типов, а также факторы окружающей среды – низкие температуры и агрессивность перекачиваемой среды.

Для получения обобщенной - количественной оценки влияния этих факторов, проведенного в данном разделе анализа случайной выборки аварийных труб недостаточно, поэтому на следующей стадии работы с площадки хранения, были выбраны 8 вырезок (катушек) из труб, поставленных разными отечественными производителями трубной продукции в соответствии с требованиями национального стандарта ГОСТ ISO 3183-2015 «Трубы стальные для трубопроводов нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия», которые затем разрезаны на темплеты для комплексного изучения влияния каждого из вышеперечисленных факторов на работоспособность нефтепроводных труб в условиях их эксплуатации в регионах севера и северо-востока страны.

3.2 Контроль механических свойств металла трубных вырезок на предмет соответствия требованиям ГОСТ ISO 3183-2015

Полученные темплеты труб с продольным сварным соединением были проименованы номерами от 1 до 8. Известно, что срок службы этих труб составил от 25 до 41 тыс. час. Все трубы изготовлены из стали 10Г2ФБ (категории Х65), полностью годные, без видимых коррозионных и других типов дефектов и были вырезаны по технологической необходимости. Все трубы соответствуют требованиям национального стандарта ГОСТ ISO 3183-2015 и стандартов ИСО 3183:2007 с и API Spec 5L. Диаметры труб находились в пределах 1219-

1422 мм, толщины стенок – 18-22 мм. Заводы изготовители труб и технологии их производства установлены не были.

В соответствии с требованиями ГОСТ ISO 3183-2015 для сталей группы Х65 предел текучести - $\sigma_{0,2}$ должен находиться в пределах 450-600 МПа, предел прочности (временное сопротивление) – σ_B 535-760 МПа. Результаты испытаний на статическое растяжение цилиндрических образцов из ОМ труб при комнатной температуре представлены в таблице 3.4.

Полученные значения свидетельствуют о соответствии металла труб требованиям ГОСТ ISO 3183-2015, незначительный разброс значений укладывается в погрешность 15 %.

Результаты испытаний на статическое растяжение плоских образцов из металла продольного сварного соединения (СС) представлены в таблице 3.5. Полученные значения свидетельствуют о соответствии металла сварных соединений требованиям ГОСТ ISO 3183-2015, разброс полученных значений не превышает 11 %.

Таблица 3.4 – Механические характеристики основного металла труб

Номер трубы	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_B , МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Относительное сужение ψ , %
1	483	603	25,1	67,0
2	488	599	25,9	69,4
3	497	617	26,8	65,8
4	533	632	27,4	70,3
5	485	618	28,0	69,1
6	532	644	25,6	70,1
7	511	587	27,0	76,0
8	531	623	28,1	68,8

Таблица 3.5 – Механические характеристики металла сварного соединения труб

Номер трубы	Место разрушения (ОМ - основной металл; МШ - металл шва; ОШЗ – околошовная зона)	Временное сопротивление металла в зоне разрушения σ_B , МПа
1	ОШЗ	631
2	ОМ	599
3	ОМ	617
4	ОМ	632
5	ОШЗ	621
6	ОШЗ	621
7	ОМ	587
8	ОМ	531

В соответствии с требованиями ГОСТ ISO 3183-2015, среднее значение работы удара (для комплекта из 3 образцов) при испытании тела трубы (для стали класса X65) диаметром до 1219 мм должна составлять 40 Дж (ударная вязкость 50 Дж/см²); для труб диаметром с 1219-1422 мм 57 Дж (71 Дж/см²). Минимально допустимые значения ударной вязкости при испытаниях сварных швов и ЗТВ должно быть не менее 33,8 Дж/см² для труб диаметром <1422 мм при любой температуре испытания. Результаты испытаний ударной вязкости приведены в таблице 3.6.

Таблица 3.6 – Результаты испытаний ударной вязкости KCV, Дж/см²

Номер трубы	Температура, °С					
	+20	-20	+20	-20	+20	-20
	Основной металл		ЗТВ		Линия сплавления	
1	230	197	156	140	123	104
2	265	231	244	199	187	165
3	292	259	118	100	78	64
4	297	286	258	238	216	200
5	375	360	222	201	199	131
6	326	314	303	297	258	245
7	287	279	216	175	176	157
8	242	187	272	261	198	118

Полученные значения ударной вязкости хотя и отличаются более чем в два раза, однако соответствуют требованиям к основному металлу и металлу сварных соединений, предъявляемых ГОСТ ISO 3183-2015. Таким образом, можно свидетельствовать о соответствии исследуемых сталей требованиям ГОСТ ISO 3183-2015.

Однако, требования ГОСТ ISO 3183-2015 и другой отечественной и зарубежной НТД описывают требования к металлу труб нефтепроводов, работающих в условиях умеренного и теплого климата и в них отсутствуют требования к регламентации свойств металла при температурах минус 40 - минус 60 °С – то есть отсутствуют требования необходимые для обеспечения безопасной эксплуатации труб в условиях холодного климата Арктики и Северных регионов страны, поэтому в работе были проведены дополнительные испытания металла труб при минус 60 °С.

3.3 Испытания на ударный изгиб образцов из основного металла и продольного сварного соединения при низких климатических температурах

Испытаниям на ударный изгиб предшествовало охлаждение их в термостате до требуемой температуры – минус 60 °С.

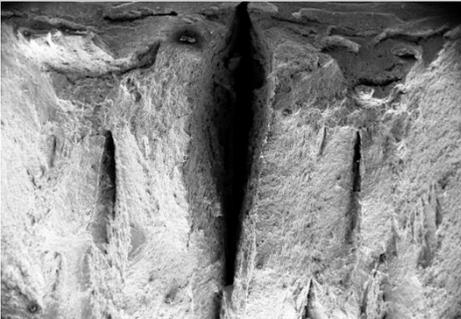
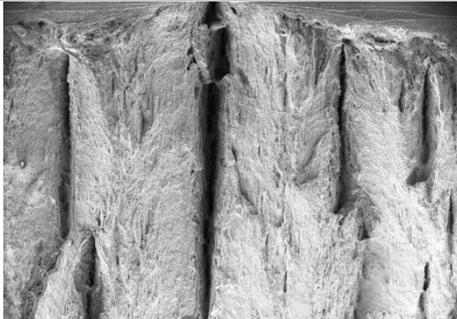
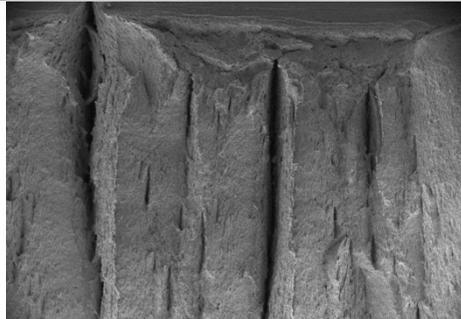
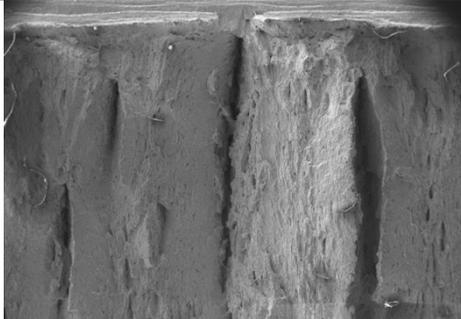
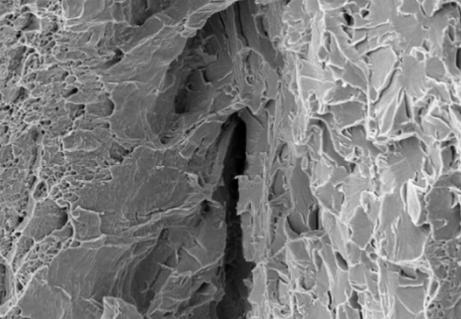
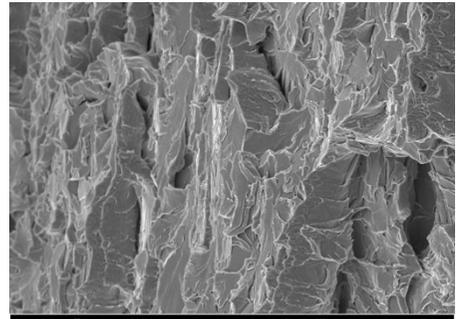
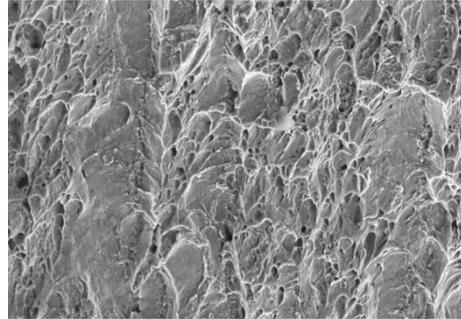
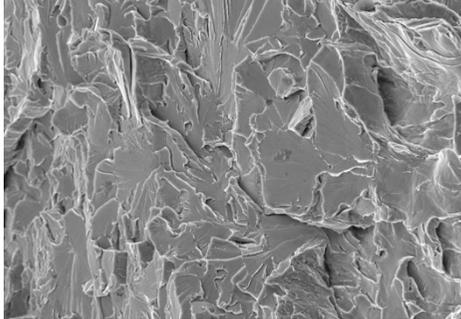
Результаты испытаний ударной вязкости приведены в таблице 3.7. Данные являются средними значениями ударной вязкости при испытаниях серий из 9 образцов. В таблице 3.8 приведены характерные топографические снимки поверхности изломов испытанных образцов основного металла всех труб при минус 60 °С. Фотографии ранжированы по возрастанию значений ударной вязкости.

Таблица 3.7 – Значения ударной вязкости материалов труб

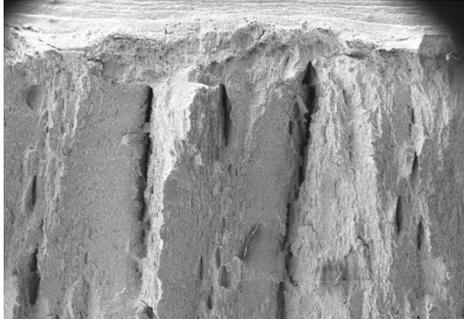
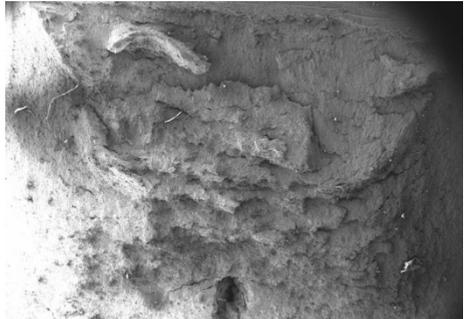
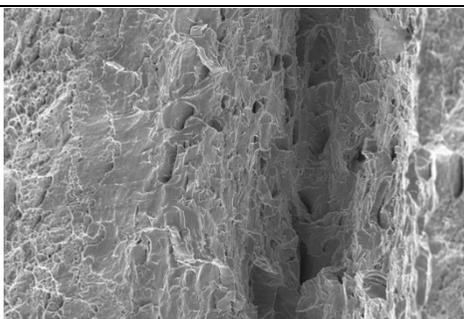
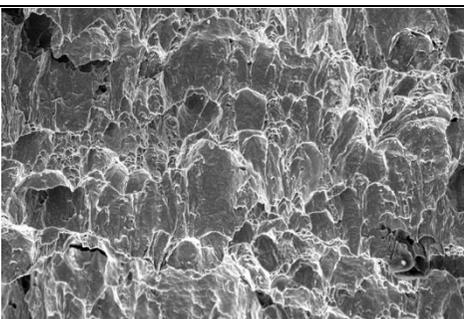
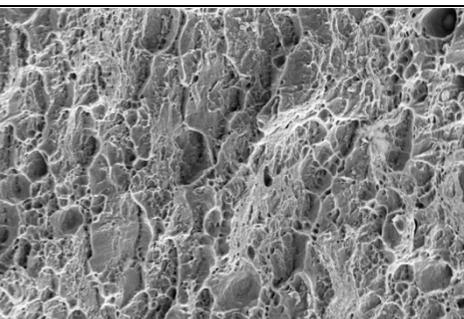
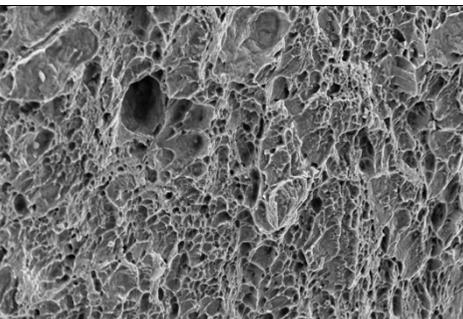
Ударная вязкость при минус 60 °С, Дж/см ²			Ударная вязкость при минус 60 °С, Дж/см ²		
Основной металл	Сварное соединение		Основной металл	Сварное соединение	
	Линия сплавления	Зона термического влияния		Линия сплавления	Зона термического влияния
102	84	87	316	101	100
141	78	81	295	171	77
191	156	93	242	76	64
159	87	51	98	18	29

Таблица 3.8 – Топографические снимки поверхности изломов испытанных образцов при минус 60 °С.

Основной металл.

№ трубы 8	№ трубы 1	№ трубы 2	№ трубы 4
KCV = 98 Дж/см ²	KCV = 102 Дж/см ²	KCV = 141 Дж/см ²	KCV = 159 Дж/см ²
 <p>Mag = 40 X 200 µm WD = 21.4 mm System Vacuum = 2.21e-05 mbar Signal A - SE2 Date: 10 Nov 2014 Time: 10:47:42 SUPRA 55VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 4.34e-03 mbar Aperture Size = 20.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 40 X 200 µm WD = 22.2 mm System Vacuum = 2.17e-05 mbar Signal A - SE2 Date: 12 Nov 2014 Time: 14:00:20 SUPRA 55VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 2.42e-03 mbar Aperture Size = 20.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 40 X 200 µm WD = 24.1 mm System Vacuum = 2.26e-05 mbar Signal A - SE2 Date: 28 Nov 2014 Time: 10:22:14 SUPRA 55VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 2.74e-03 mbar Aperture Size = 20.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 40 X 200 µm WD = 19.2 mm System Vacuum = 3.55e-05 mbar Signal A - SE2 Date: 2 Mar 2015 Time: 16:42:19 SUPRA 55VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 2.10e-03 mbar Aperture Size = 20.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>
 <p>Mag = 2.00 K X 20 µm WD = 24.2 mm System Vacuum = 2.01e-05 mbar Signal A - SE2 Date: 10 Nov 2014 Time: 11:21:13 SUPRA 55VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 2.51e-03 mbar Aperture Size = 20.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 1.00 K X 20 µm WD = 23.6 mm System Vacuum = 1.52e-05 mbar Signal A - SE2 Date: 2 Mar 2015 Time: 10:48:21 SUPRA 55VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 2.20e-03 mbar Aperture Size = 20.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 2.00 K X 10 µm WD = 22.2 mm System Vacuum = 9.52e-06 mbar Signal A - SE2 Date: 10 Nov 2014 Time: 10:55:54 SUPRA 55VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 4.30e-03 mbar Aperture Size = 20.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 1.00 K X 20 µm WD = 24.1 mm System Vacuum = 8.17e-06 mbar Signal A - SE2 Date: 2 Mar 2015 Time: 17:12:07 SUPRA 55VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 2.10e-03 mbar Aperture Size = 20.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>

Продолжение таблицы 3.8

№ трубы 3	№ трубы 7	№ трубы 6	№ трубы 5
KCV = 191 Дж/см ²	KCV = 242 Дж/см ²	KCV = 295 Дж/см ²	KCV = 316 Дж/см ²
 <p>Mag = 41 X 700 µm WD = 23.8 mm System Vacuum = 7.02e-05 mbar Signal A = SE2 Date: 2 Mar 2015 Time: 17:09:42 SUPRA 65VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 3.17e-03 mbar Aperture Size = 68.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 41 X 1 mm WD = 24.8 mm System Vacuum = 2.16e-05 mbar Signal A = SE2 Date: 5 Mar 2015 Time: 16:16:32 SUPRA 65VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 3.22e-03 mbar Aperture Size = 68.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 41 X 1 mm WD = 24.4 mm System Vacuum = 1.67e-05 mbar Signal A = SE2 Date: 19 Nov 2014 Time: 12:28:03 SUPRA 65VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 4.17e-03 mbar Aperture Size = 36.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 82 X 100 µm WD = 19.7 mm System Vacuum = 7.65e-05 mbar Signal A = SE2 Date: 6 Mar 2015 Time: 13:12:39 SUPRA 65VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 3.37e-03 mbar Aperture Size = 68.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>
 <p>Mag = 807 X 20 µm WD = 23.9 mm System Vacuum = 1.02e-05 mbar Signal A = SE2 Date: 20 Nov 2014 Time: 10:41:17 SUPRA 65VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 3.70e-03 mbar Aperture Size = 26.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 807 X 20 µm WD = 24.6 mm System Vacuum = 9.95e-06 mbar Signal A = SE2 Date: 5 Mar 2015 Time: 14:22:32 SUPRA 65VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 7.25e-03 mbar Aperture Size = 48.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 730 X 20 µm WD = 22.2 mm System Vacuum = 9.95e-06 mbar Signal A = SE2 Date: 12 Nov 2014 Time: 14:52:41 SUPRA 65VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 2.44e-03 mbar Aperture Size = 36.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>	 <p>Mag = 730 X 20 µm WD = 22.8 mm System Vacuum = 1.05e-05 mbar Signal A = SE2 Date: 18 Dec 2014 Time: 11:29:43 SUPRA 65VP-25-70 EHT = 20.00 kV Gun Vacuum = 2.52e-03 mbar Aperture Size = 36.00 µm Chamber Status = Pumping (P)</p>

На основании проведенных исследований установлено, что ударная вязкость основного металла всех труб соответствуют требованиям ГОСТ ISO 3183-2015. Однако наблюдается большой разброс полученных значений. Наилучшие значения ударной вязкости металла, линии сплавления и зоны термического влияния сварного соединения были зарегистрированы у труб 5 и 6 трубы, наихудшие результаты у трубы №8 (таблица 3.7). Следует отметить, что если при нормальных и умеренно низких температурах разброс по ударной вязкости не превышал двух раз, то при минус 60 °С разброс значений (от 316 Дж/см² – труба №5 до 98 Дж/см² – труба №8) составил 3,1 раза.

Таким образом, был зафиксирован более чем трехкратный разброс величины ударной вязкости материалов труб. При испытаниях зоны продольного сварного соединения были обнаружены трубы, ударная вязкость которых оказалась ниже требований, приведенных в п. 9.8.3. ГОСТ ISO 3183-2015. Ударная вязкость в зоне линии сплавления сварного соединения ниже требований ГОСТа была отмечена при испытаниях образцов трубы №8 – 18 Дж/см² в зоне термического влияния ударная вязкость ниже нормируемого уровня оказалась у труб №2 – 21 Дж/см² и №8 – 29 Дж/см².

Таким образом, при пониженных температурах испытаний не полностью обеспечивается стабильность значений ударной вязкости. Зафиксирован существенный разброс значений, поэтому возникает опасность снижения надежности трубопроводов при эксплуатации в условиях с низкими климатическими температурами.

3.4 Испытания на трещиностойкость образцов из основного металла и продольного сварного соединения

В таблице 3.9 приведены основные результаты испытаний SENB-образцов на трещиностойкость (минимальные значения величины δ_C (CTOD_{min})), выполненные при температурах минус 10 °С и минус 20 °С. Анализ трещиностойкости был выполнен путем определения критической величини

ны раскрытия вершины трещины δ_C (CTOD). При анализе результатов был применен метод конкурентного анализа.

Таблица 3.9 – Значения CTOD материалов труб

Надрез в зоне ОМ CTODmin, мм		Надрез в ЗТВ CTODmin, мм	
– 10 °С	– 20 °С	– 10 °С	– 20 °С
0,21	0,19	0,07	0,09
0,52	0,33	0,11	0,07
0,56	0,50	0,09	0,10
0,46	0,39	0,17	0,10
0,79	0,78	0,44	0,17
0,79	0,73	0,45	0,17
0,57	0,48	0,22	0,19
0,10	0,09	0,03	0,03

На основании проведенных исследований установлено – наилучшее сочетание свойств основного металла, и зоны термического влияния отмечено у труб №5 и №6; наихудшие у труб №8 и №1, причем неудовлетворительные значения трещиностойкости $\delta_C \leq 0,15$ мм были также отмечены у труб № 2, 3, 4 в зонах термического влияния продольного сварного шва. Диапазон полученных значений трещиностойкости при минус 20 °С в зоне термического влияния варьируется от 0,03 до 0,19, что свидетельствует о более чем шестикратном разбросе свойств, а в зоне основного металла от 0,09 до 0,78, что свидетельствует о более чем восьмикиратном разбросе свойств, практически такой же разброс трещиностойкости основного металла был получен и при минус 10 °С 0,79-0,10 мм, для зоны термического влияния разброс данных по трещиностойкости составил 0,03-0,45 мм, то есть был определен 15-кратный разброс значений.

Анализ полученных результатов свидетельствует о значительном разбросе трещиностойкости и механических свойств у металла всех исследуемых труб. Из этого следует, что пониженные температуры испытаний оказывают

совершенно разное влияние на свойства одной и той же марки стали, произведенной по одному и тому же стандарту. Это проявляется в резком многократном снижении механических свойств для сталей одних труб, и практически сохранением свойств сталей других, внутри одной произвольно выбранной партии труб. Такой разброс значений, характеризующих сопротивляемость материалов труб низким температурам, предопределяет появление в действующем трубопроводе зон, склонных к хрупкому низкотемпературному разрушению, снижению надежности и долговечности оборудования.

Современная нормативная база была разработана и многократно усовершенствована при строительстве инфраструктуры в традиционных климатических регионах. Ее эффективность для таких регионов подтверждается полученными результатами механических испытаний по ГОСТ ISO 3183-2015 (таблицы 3.4-3.6), которые свидетельствуют о минимальном разбросе полученных значений. Однако результаты механических испытаний при низких температурах указывают на вероятность резкого снижения сопротивляемости стали зарождению и развитию хрупкой трещины, в результате чего можно сделать вывод о недостаточности требований существующих нормативных документов к сталям для эксплуатации в северных широтах.

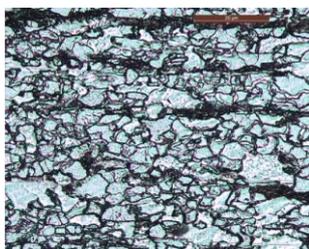
Причиной десяти- и даже пятнадцатикратных разбросов данных по ударной вязкости и трещиностойкости металла годных труб, изготовленных из стали 10Г2ФБ следует искать в несовершенствах ее структурного состояния, поэтому следующие разделы посвящены структурным исследованиям металла трубных вырезок.

3.5 Анализ микроструктуры металла труб

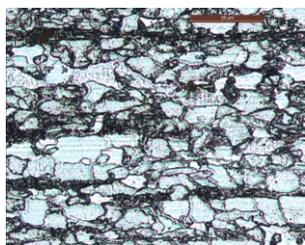
Структурное состояние является первичным фактором, определяющим комплекс физико-механических свойств сталей и дальнейшую эксплуатационную надежность оборудования. По результатам ранее проведенных исследований зафиксирован разброс значений механических свойств одной и той же марки стали разных производителей при отрицательных температурах более 10 раз.

Таким образом, для определения ключевых факторов, влияющих на резкое падение механических свойств сталей, необходимо провести структурные исследования сталей и определить причины в значительном разбросе значений механических свойств.

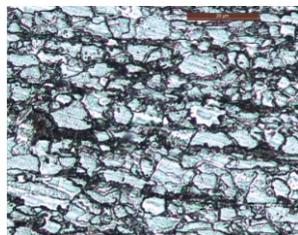
Для получения данных о взаимосвязи между фактическим уровнем механических характеристик и трещиностойкости металла труб современного производства и их структурного состояния были проведены исследования микроструктуры основного металла. Сравнительный анализ микроструктуры по сечению (рисунок 3.16) показал, что как в поверхностных слоях, так и в центральных областях всех труб структура стали качественно идентична и представляет собой структуру полигонального феррита и перлита.



а

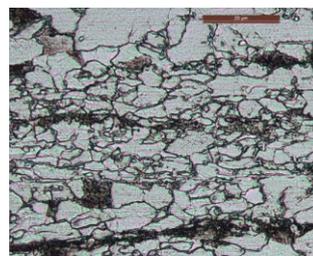


б

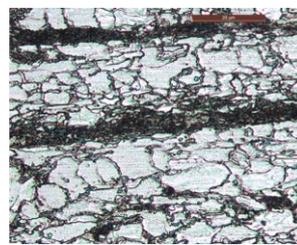


в

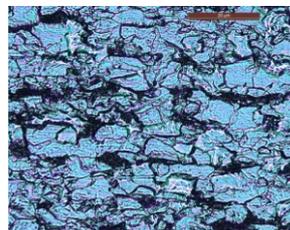
Труба №5



г



д



е

Труба №3

Рисунок 3.16 – Микроструктура в сечении трубы при $\times 250$:

а, г – наружная поверхность; б, д – центральная часть; в, е – внутренняя поверхность.

Распределение перлита во всех исследованных материалах характеризуется 3-5 номером ряда Б шкалы 2 «Перлит в малоуглеродистой деформированной стали» по ГОСТ 5640-2020.

Для микроструктуры исследованных труб характерна разномасштабность и вытянутость зерен феррита в направлении прокатки. Результаты количественного анализа структурного состояния металла труб, в соответствии с требованиями ГОСТ Р 54570-2011, приведены в таблице 3.10. Как следует из приведённых в таблице данных в трубах с высоким уровнем ударной вязкости – ферритные зерна имеют округлую форму и разномасштабность в них минимальна.

Таблица 3.10 – Характеристики микроструктур труб (по нарастающей величине низкотемпературной ударной вязкости)

Труба №	Диаметр зерна, мкм		Краткое описание	ГОСТ Р 54570 -2011	Но- мер зерна	KCV Дж/см ² -20/- 60 °С	CTODmin , мм -20 °С
	По 5 зер- нам						
	1/2	1/4					
8	63, 5	27, 7	1/2 - полосчатый П в вытянутой, полностью по- лосчатой Ф мат- рице	1/4 А1,8- А1,9	9-10	187/98	0,09
			1/4 - ориентиро- ванный, частич- но вытянутый, полностью по- лосчатый П в по- лосчатой, равно- осной Ф матрице	1/2 А1,7- А1,8	10		

Продолжение таблицы 3.10

1	56,8	24,1	$\frac{1}{2}$ 12,4	$\frac{1}{4}$ - полосчатый П в вытянутой, полностью полосчатой Ф матрице $\frac{1}{2}$ - ориентированный, частично вытянутый, преимущественно полосчатый П в полосчатой, равноосной Ф матрице	$\frac{1}{4}$ A1,9	10	157/102	0,19
			$\frac{1}{4}$ 9,7		$\frac{1}{2}$ A1,7	10		
2	51,1	19,8	$\frac{1}{2}$ 11,9	$\frac{1}{4}$ - полосчатый П в вытянутой, полностью полосчатой Ф матрице $\frac{1}{2}$ - ориентированный, частично вытянутый, преимущественно полосчатый П в полосчатой, равноосной Ф матрице	$\frac{1}{4}$ A1,9	10	231/141	0,33
			$\frac{1}{4}$ 10,2		$\frac{1}{2}$ A1,7	10-11		
4	49,9	18,2	$\frac{1}{2}$ 11,7	$\frac{1}{4}$ - ориентированный, частично вытянутый, полностью полосчатый П в полосчатой, равноосной Ф матрице $\frac{1}{2}$ - ориентированный, частично вытянутый, преимущественно полосчатый П в полосчатой, равноосной Ф матрице	$\frac{1}{4}$ A1,8	10	286/159	0,41
			$\frac{1}{4}$ 10,0		$\frac{1}{2}$ A1,7	11		

Продолжение таблицы 3.10

4	49,9	18,2	$\frac{1}{2}$ 11,7	$\frac{1}{4}$ - ориентированный, частично вытянутый, полностью полосчатый П в полосчатой, равноосной Ф матрице	$\frac{1}{4}$ A1,8	10	286/159	0,41
			$\frac{1}{4}$ 10,0		$\frac{1}{2}$ - ориентированный, частично вытянутый, преимущественно полосчатый П в полосчатой, равноосной Ф матрице	$\frac{1}{2}$ A1,7		
3	26,1	16,8	$\frac{1}{2}$ 10,9	$\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$ - ориентированный, частично вытянутый, преимущественно полосчатый П в полосчатой, равноосной Ф матрице	$\frac{1}{4}$ A1,7	10-11	259/191	0,24
			$\frac{1}{4}$ 8,8		$\frac{1}{2}$ A1,7	11		

Продолжение таблицы 3.10

7	21,3	17,9	$\frac{1}{2}$ 10,4	$\frac{1}{4}$ - ориентированный, частично вытянутый, преимущественно полосчатый П в полосчатой, равноосной Ф матрице $\frac{1}{2}$ - частично вытянутый слегка полосчатый П в равноосной слегка полосчатой равноосной Ф матрице	$\frac{1}{4}$ A1,7	10-11	279/242	0,48
			$\frac{1}{4}$ 7,5		$\frac{1}{2}$ A 1,6	11		
6	16,3	11.1	$\frac{1}{2}$ 6,7	$\frac{1}{4}$ - ориентированный, частично вытянутый, преимущественно полосчатый П в полосчатой, равноосной Ф матрице $\frac{1}{2}$ - частично вытянутый слегка полосчатый П в равноосной слегка полосчатой равноосной Ф матрице	$\frac{1}{4}$ A1,7	12	314/295	0,73
			$\frac{1}{4}$ 6,1		$\frac{1}{2}$ A 1,6	12		
5	12,9	11,1	$\frac{1}{2}$ 6,5	$\frac{1}{4}$ - ориентированный, частично вытянутый, преимущественно полосчатый П в полосчатой, равноосной Ф матрице $\frac{1}{2}$ - частично вытянутый слегка полосчатый П в равноосной слегка полосчатой равноосной Ф матрице	$\frac{1}{4}$ A1,7	12	360/316	0,78
			$\frac{1}{4}$ 6,0		$\frac{1}{2}$ A 1,6	12		

Кроме того, в таблице 3.10 представлен уровень разности зерен по принципу соотношения диаметра пяти самых крупных зерен в площади одного контрольного поля зрения шлифа при увеличении $\times 500$. Такой метод, безусловно, не является нормативной величиной, но, позволяет наглядно оценить уровень разности зерен в микроструктуре. Далее даны средние размеры зерен в зоне $\frac{1}{2}$ и $\frac{1}{4}$ толщины трубы и их номера по ГОСТ 5639-82 и краткие описания структуры, а также ссылки на рисунки и описания полосчатых феррито-перлитных структур, приведённых в ГОСТ Р 54570-2011 «Сталь. Методы оценки степени полосчатости или ориентации микроструктур». Имеющаяся разность зерен, наглядно показана на рисунке 3.17.

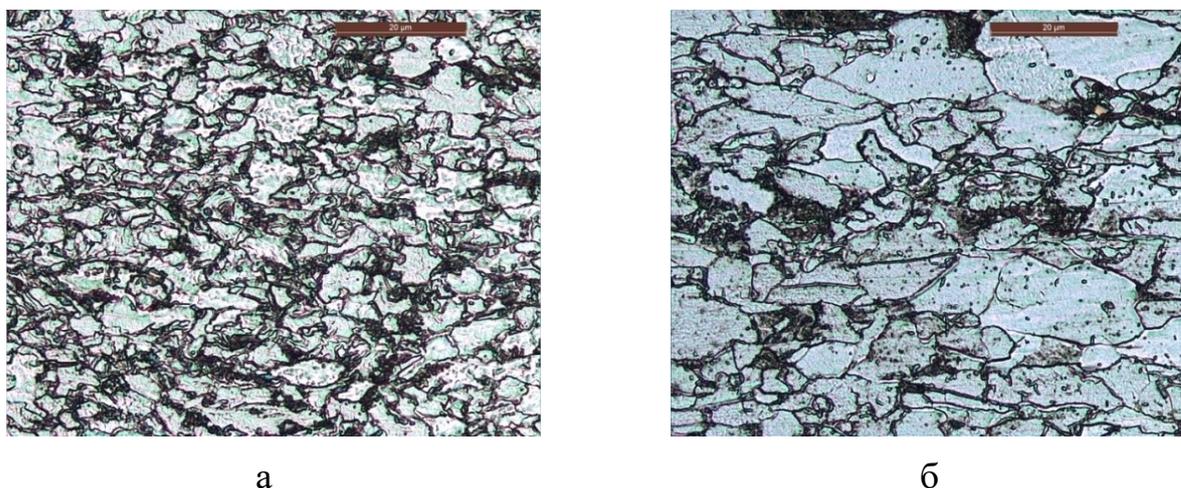


Рисунок 3.17 – Микроструктура основного металла трубы 8 (а) и 10 (б) при $\times 250$

На всех исследованных микрошлифах всех труб отмечена полосчатость структуры, которую в соответствии с ГОСТ 5640-2020 можно охарактеризовать 2-5 баллом ряда А шкалы 3 «Полосчатость феррито-перлитной структуры».

Далее произведено ранжирование труб по степени полосчатости структуры. По мере снижения уровня полосчатости, как в середине листа, так и на $\frac{1}{4}$ от наружной поверхности - уровень ударной вязкости основного металла труб повышается.

Следует обратить внимание на неравномерность полосчатости по толщине труб – в $\frac{1}{4}$ толщины трубы полосчатость максимальна – ближе к середине полосы размываются, а в образцах с высоким уровнем ударной вязкости, например, труб №6 и №5 структурная полосчатость практически исчезает. Уровень полосчатости структуры был оценен по шкале 3 ряд А ГОСТ 5640-2020. Результаты такой оценки приведены в таблице 3.11.

Таблица 3.11 – Балл полосчатости структур основного металла труб (ГОСТ 5640-2020, шкала 3 ряд А) ранжированных по уровню значений ударной вязкости

Труба №	KCV, Дж/см ² минус 60 °С	$\frac{1}{4}$ толщины	$\frac{1}{2}$ толщины
8	98	5-6	5
1	102	5	4
2	141	5	4
4	159	4-5	3-4
3	191	3-4	3
7	242	3	2
6	295	2-3	1
5	316	2	1

Таким образом, была выявлена однозначная зависимость низкотемпературных вязкости и трещиностойкости металла труб стали 10Г2ФБ и неравномерности ее структуры. Еще одним охрупчивающим и снижающим фактором работоспособность металла труб являются неметаллические включения, которые могут быть как концентраторами напряжений, так и электродами, вокруг которых возникают электрохимические взаимодействия металла и агрессивных флюидов перекачиваемой среды, приводящие к возникновению коррозионных и коррозионно-механических дефектов.

3.6 Исследование неметаллических включений

Металлографическими исследованиями было показано, что металл загрязнен неметаллическими включениями – рисунок 3.18 максимальное количество которых (по степени уменьшения количества) зафиксировано в металле труб №8, 1 и 2, 3, а минимальное – отмечено в трубах №6 и 5. В таблице 3.12 приведены отношения содержания неметаллических включений в металле труб, относительно их количества в металле трубы №5.

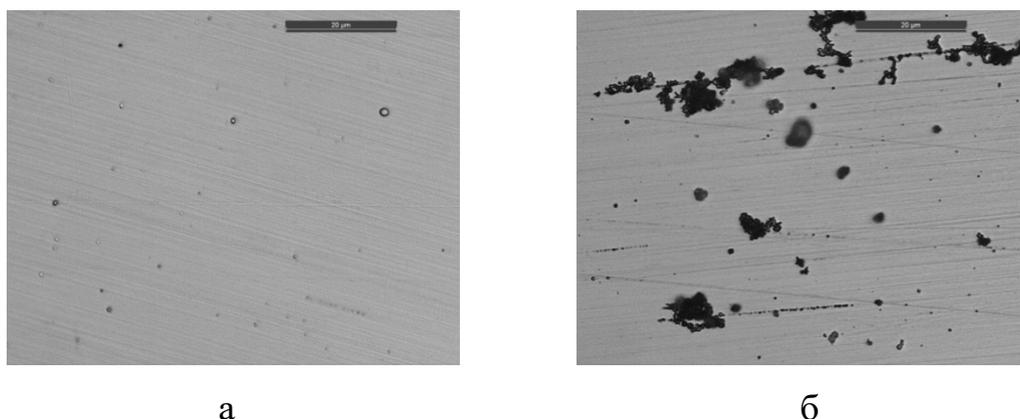


Рисунок 3.18 – Неметаллические включения в трубе №5 (а) и трубе №8 (б)

В ходе анализа микроструктур было установлено, что неметаллические включения равномерно распределены по площади шлифа и имеют, в основном, округлую форму. Средний размер включений находится в пределах от 1,5-2 до 5-15 мкм, однако в материалах труба 8, 1, 2 и 3 были обнаружены включения со средними размерами от 30-40 мкм (труба №8) до 20 мкм – труба №3. Согласно механики разрушения, в месте образования трещины должно быть достигнуто критическое напряжение, определяемое уравнением Гриффитса-Орована [7].

$$\sigma_T \geq \sqrt{2E\gamma_{\text{эф}} / \pi(1 - \nu^2)L}, \quad (1)$$

где E – модуль Юнга, Па

ν – коэффициент Пуассона

$\gamma_{\text{эф}}$ – эффективная поверхностная энергия (включающая также энергию пластического деформации)

L – длина трещины, мкм

Для неоднородного материала, которым является металл труб, параметр L представляет размер наибольшего дефекта. Для того чтобы неметаллические включения послужили зародышами критической трещины, они должны иметь эффективный размер, превышающий L , который может быть определен опытным путем. В работе не ставилась целью определение эффективного размера включений, однако, исходя из данных о трещиностойкости металла труб (при минус 20 °С) – таблица 3.9 – резкое изменение уровня трещиностойкости с 0,09 мм (труба №8) до 0,39 мм (труба №4) при уменьшении размеров включений с 40 до 20 мкм; и до 0,50 мм и более (трубы №№ 3, 7, 6, 5) при отсутствии включений размерами более 15 мкм.

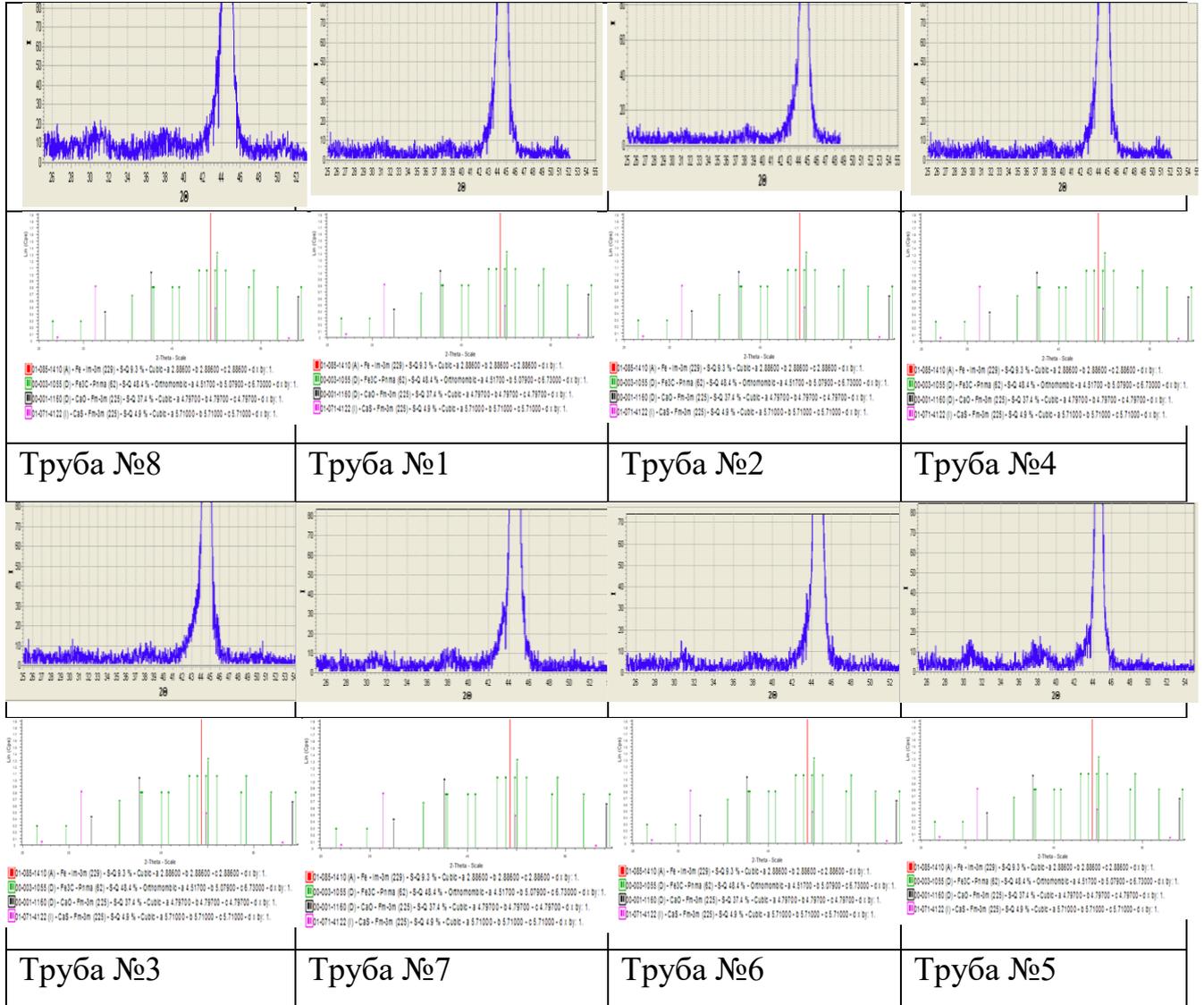
Также обнаружены строчечные включения, скопления неметаллических включений, а в трубах №№ 8, 1 и 2 – отдельные включения, значительно превышающие средний размер частиц. Определение стехиометрического состава включений выполнено рентгеноструктурным способом. При расшифровке фазового состава (таблицы 3.12 и 3.13) использовалась дифракционная порошковая база данных ICDD (PDF-2). В таблице приведены данные только по тем фазам, которые были определены при расшифровке рентгенограмм образцов.

По результатам анализа было установлено, что фазовый состав всех сталей, в соответствии с дифракционной порошковой базой данных ICDD (PDF-2), в уровнях и возможностях рентгеноструктурного анализа, состоит, в основном, из α -Fe, Fe₃C и включений на основе соединений кальция – CaS, CaO.

Таблица 3.12 – Фазы, кристаллографические плоскости и углы 2θ , определенные при расшифровке рентгенограмм

Фаза	Линия	Угол 2θ	Линия	Угол 2θ
α -Fe	110	45°		
Fe ₃ C	212	≈ 51°	002	≈ 26°
CaS	200	31°		
CaO	111	32,5	110	45°

Таблица 3.13 – Рентгенограммы образцов сталей (по степени уменьшения количества избыточных фаз – CaO и CaS



Результаты фазового анализа представлены в таблице 3.14. Цифрами в таблице указаны приблизительные величины относительных интенсивностей характерных пиков обнаруженных фаз.

Таблица 3.14 – Результаты рентгеноструктурного анализа по средним результатам

Труба №	Место контроля	Обнаруженные фазы и относительная интенсивность линий на рентгенограмме			
		Fe ₃ C	CaS	CaO	α-Fe
8	½ тол-щины	5 10 10	10 20 15	10 5 5	основа основа основа
	¼ тол-щины	10 10 10	15 17 15	5 5 5	основа основа основа
1	½ тол-щины	5 10 5	следы 15 10	5 17 10	основа основа основа
	¼ тол-щины	5 10 15	10 5 следы	5 следы 5	основа основа основа
2	½ тол-щины	5 10 10	следы 5 5	следы 10 5	основа основа основа
	¼ тол-щины	4 10 7	5 следы следы	10 0 следы	основа основа основа
4	½ тол-щины	5 8 5	10 0 0	следы 5 следы	основа основа основа
	¼ тол-щины	8 8 5	5 5 10	5 5 следы	основа основа основа
3	½ тол-щины	5 5 5	5 0 10	0 следы 0	основа основа основа
	¼ тол-щины	10 следы следы	10 10 10	0 5 0	основа основа основа

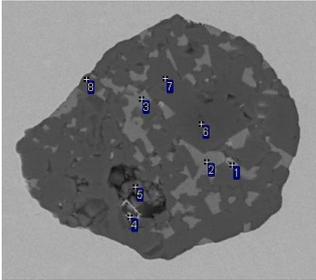
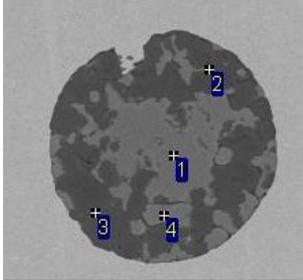
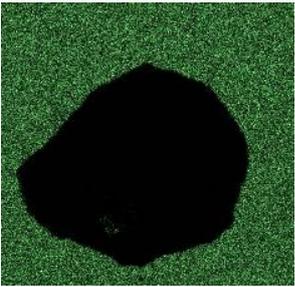
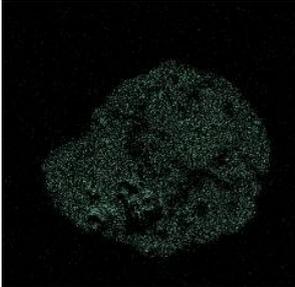
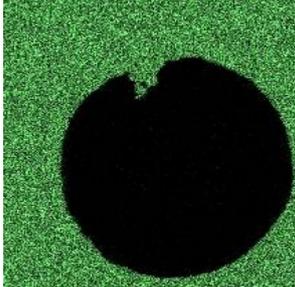
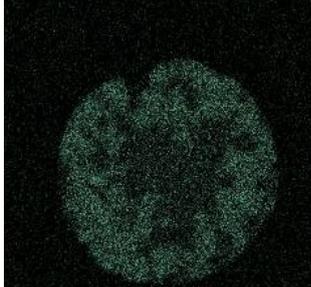
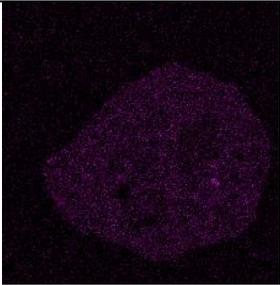
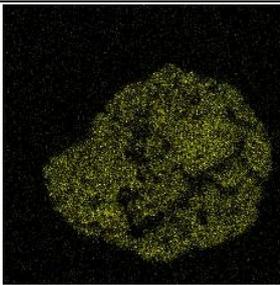
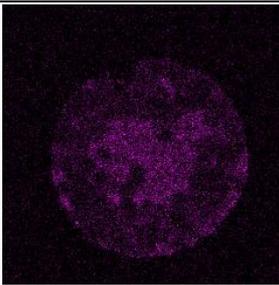
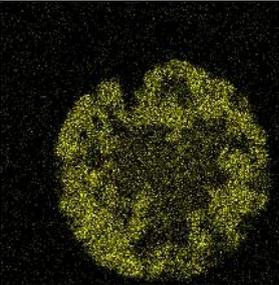
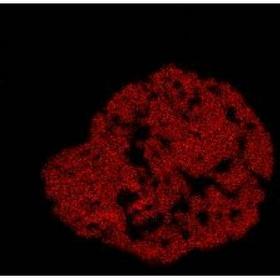
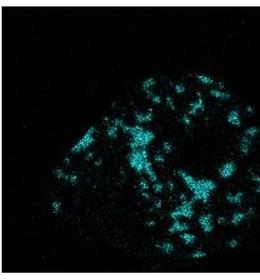
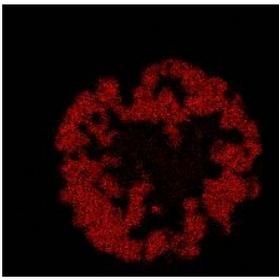
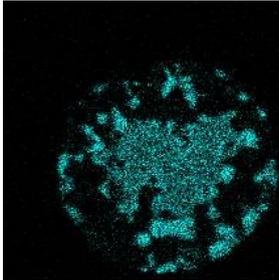
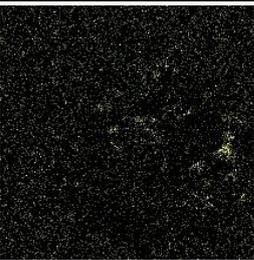
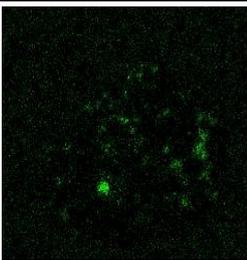
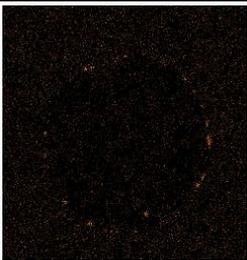
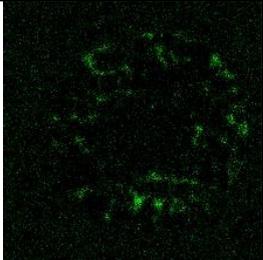
Продолжение таблицы 3.14

7	½ тол- щины	15	0	следы	основа
		10	5	5	основа
10		5	следы	основа	
6	¼ тол- щины	10	0	следы	основа
		5	2	2	основа
5		следы	2	основа	
7	½ тол- щины	10	0	0	основа
		8	0	следы	основа
5		5	5	основа	
6	¼ тол- щины	5	0	следы	основа
		5	2	следы	основа
5		0	2	основа	
7	½ тол- щины	2	0	следы	основа
		5	0	следы	основа
2		следы	следы	основа	
7	¼ тол- щины	4	0	следы	основа
		5	2	следы	основа
2		следы	следы	основа	

Как следует из представленных в таблице данных, ни в одном из исследованных образцов не было обнаружено каких-либо иных фаз или структурных составляющих кроме феррито-перлитной основы стали, оксидов и сульфидов кальция.

В ходе исследований было установлено (таблица 3.15), что выявленные включения являются комплексными соединениями на основе системы Al-Ca-Mg-O и Ca-Al-S-O, что полностью соответствует данным, полученным при исследовании аварийных разрушений труб (рисунки 3.7, 3.8). Наличие Mg во всех проанализированных включениях указывает на экзогенную природу их происхождения.

Таблица 3.15 – Поэлементный состав неметаллических включений

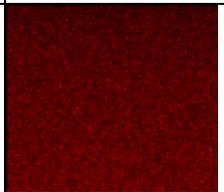
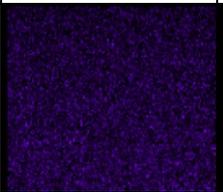
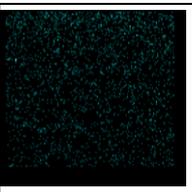
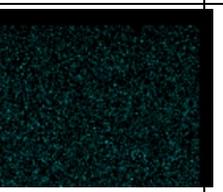
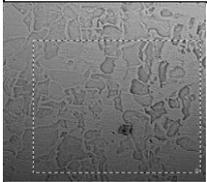
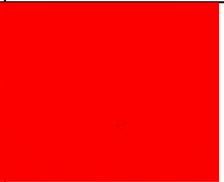
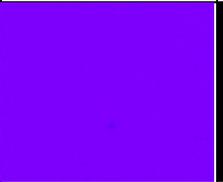
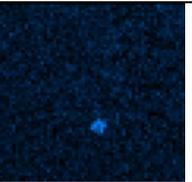
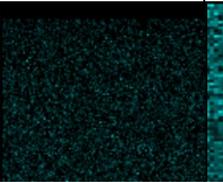
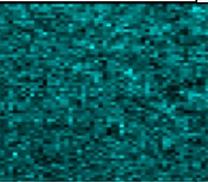
Труба №3		Труба №8	
			
			
Fe	O	Fe	O
			
Mg	Ca	Mg	Ca
			
Al	S	Al	S
			
Nb	Si	Nb	Si

При анализе неметаллических включений было обнаружено, что от 60 до 100 % ниобия находится в составе комплексных неметаллических включений типа Al-Ca-Mg-O и Ca-Al-S-O. Причем, чем выше доля ниобия в этих включениях, тем выше разнотерность стали, тем ниже ее низкотемпературные ударная вязкость и трещиностойкость. В таблице 3.16 приведены результаты сканирования твердых растворов основного металла двух труб – №8 – KCV⁶⁰ 98 Дж/см² и №5 – KCV⁶⁰ 316 Дж/см².

В твердом растворе основного металла трубы №8 ниобия не обнаружено, в трубе №5 были обнаружены отдельные частицы карбонитрида ниобия размерами около 0,5-1,5 мкм – рисунок 3.19. Проведенные многочисленные исследования химического состава твердого раствора позволили определить, что в сталях труб №8 и №1 практически весь ниобий находится в комплексных неметаллических включениях, не участвуя в процессе формирования зеренной структуры стали при горячем деформировании, а в сталях труб №6 и №5 до 40-50 % введенного ниобия находится в когерентных матрице соединениях типа MC и MCN, размерами около 0,5-1,5 мкм, сдерживающих рост аустенитных зерен и формируя мелкодисперсную ферритную структуру стали в процессе ее охлаждения после прокатки.

Таким образом, было установлено, что сильные карбидообразующие элементы, вводимые в сталь для сдерживания роста зерна при высокотемпературных нагревах, частично растворены в твердом растворе – в концентрациях ниже пределов растворимости для этих элементов, а частично связаны в сложных неметаллических включениях. На рисунке 3.19 приведены результаты поэлементного сканирования твердого раствора сталей с минимальной (труба №8) и максимальной (труба №5) трещиностойкостью.

Таблица 3.16 – Распределение элементов в твердом растворе сталей труб №8 (верхний ряд) и №5 (нижний ряд)

Тв. р-р	Fe	Mn	Si	C	Nb
					Не обнаружено
					

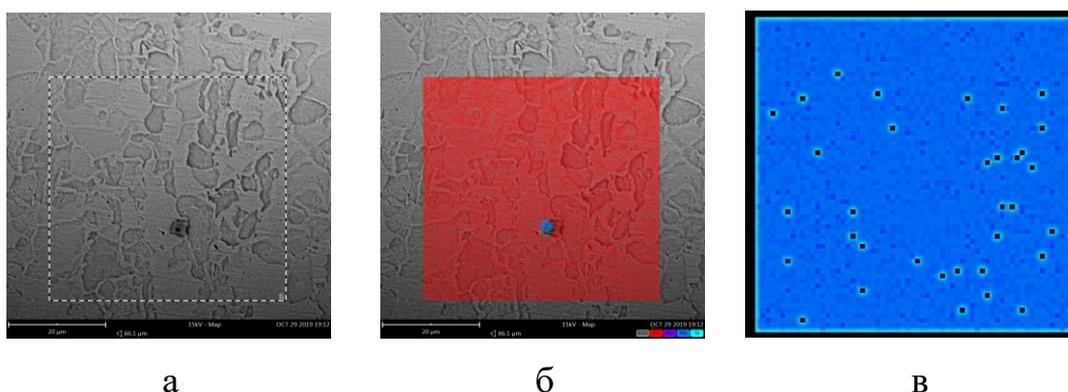


Рисунок 3.19 – Карбонитрид ниобия в твердом растворе основного металла трубы №5 (а, б), распределение мелкодисперсных частиц NbC NbCN в твердом растворе стали трубы №5 (в)

3.7 Оценка склонности металла труб к возникновению и развитию коррозионных дефектов

Развитие коррозионных дефектов, как показали исследования причин разрушения аварийных труб, является одним из главенствующих факторов, определяющих надежность и долговечность трубопроводных систем. Так как структурное состояние стали определяет ее сопротивляемость к развитию коррозионных дефектов была проведена оценка влияния микроструктуры металла труб на коррозионные процессы. Исследования были выполнены в соответ-

вии с требованиями международно признанных стандартов – определение скорости коррозии – ASTM G3, G5, G59, G102; стойкости к сульфидному растрескиванию под напряжением (СКРН) в соответствии со стандартом NACE TM-0177, метод В.

В качестве предварительной оценки склонности к коррозии металла трубопроводов при эксплуатации были проведены электрохимические исследования. Электрохимические исследования коррозионных свойств проводили на потенциостате VersaSTAT 4 в соответствии со стандартами ASTM G3, G5, G59, G102 (см. раздел 2.4).

При измерении поляризационных сопротивлений и дальнейших расчетов скоростей коррозии, в соответствии со стандартами G59 и G102, были получены следующие результаты (таблица 3.17).

Таблица 3.17 – Электрохимические скорости коррозии металла труб

Труба №	Среда	Скорость коррозии, мм/год	Среда	Скорость коррозии, мм/год
8	5 % NaCl	0,19	5 % NaCl+CO ₂	0,78
2		0,17		0,67
7		0,14		0,61
5		0,14		0,58

Сера один из наиболее часто присутствующих в нефтяном флюиде элементов, поэтому оценка работоспособности материалов труб без анализа их сопротивляемости сульфидному растрескиванию была бы некорректной. Оценку стойкости к сульфидному растрескиванию под напряжением (СКРН) проводили в соответствии со стандартом NACE TM-0177, метод В на образцах в виде пластин в испытательном растворе А в течение 720 часов.

Перед испытанием образцы подвергали статической нагрузке загибом в четырех точках в зажимном устройстве, как показано на рисунок 3.21. Испытательное напряжение составляло 90 % от предела текучести. Установленные в

струбцины образцы помещали в испытательный сосуд раствором, далее раствор деаэрировали и насыщали сероводородом, концентрацию сероводорода поддерживали постоянной – не менее 2300 мг/л.

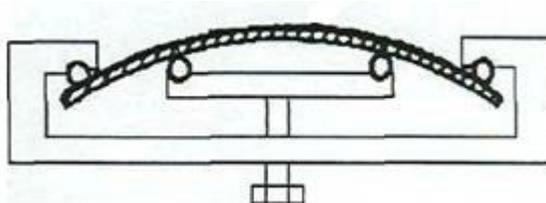


Рисунок 3.20 – Испытательный образец на СКРН, установленный в нагружающее устройство

По истечении срока испытаний образцы извлекали из испытательного сосуда, разгружали, промывали и проверяли на наличие трещин. Результаты испытаний на коррозионное растрескивание представлены в таблице 3.18.

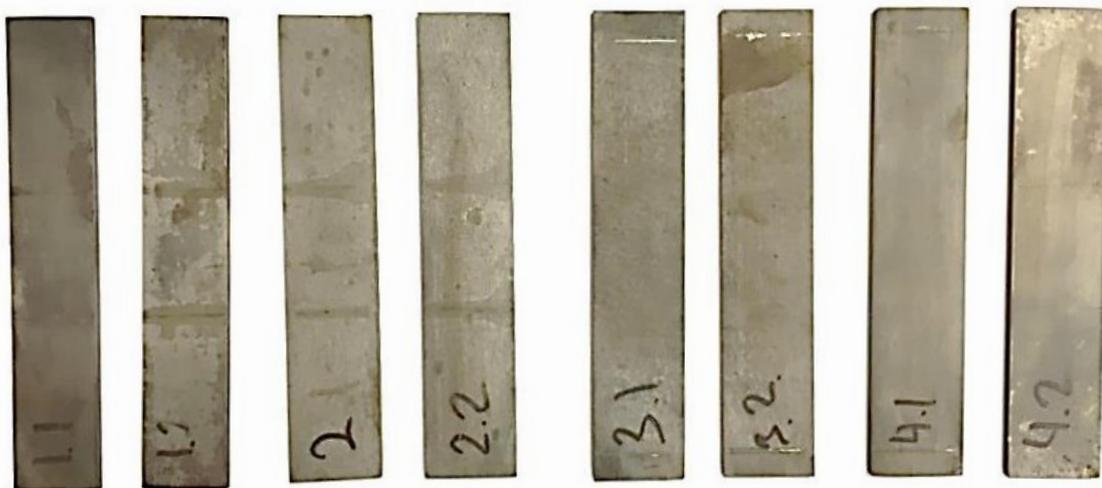
Таблица 3.18 – Результаты испытаний на сульфидное растрескивание под напряжением

Труба №	Нагрузка, % от предела текучести	Наличие дефектов
8	90 %	блистеры
2		блистеры
7		-
5		-

Образцы, вырезанные из труб №№ 7 и 5, не проявили склонности к сульфидному растрескиванию под напряжением при напряжении 90 % от предела текучести. На всех испытанных образцах трещины отсутствуют (рисунок 3.22).

При этом на поверхности образцов, вырезанных из труб №8 и №2 после испытаний имеются блистеры (вспучивания) размером до 0,5 мм, количество – 10-12 штук на 1 см² поверхности образца, рисунок 3.22 у образцов трубы №8, менее 0,5 мм в количестве 3-5 штук на 1 см² поверхности образца трубы №2.

На поверхности образцов металла трубы №8 имеются множественные блистеры, рисунок 3.22, б, на металле трубы №2 число блистеров в два-три раза ниже, чем на металле трубы №8, на трубах №№ 7 и 5 блистеры не обнаружены. При этом стоит отметить, что в данном испытании появление блистеров не является показателем склонности к растрескиванию, однако, исследование поверхности образцов показало, что развитие этих дефектов происходит в местах расположения крупных неметаллических включений (рисунок 3.23).



Блистеры – после испытаний, на поверхности образца слой отложений и вспучивания



Места расположения блистеров - после снятие слоя отложений

Рисунок 3.22 – Вид образцов после испытаний на СКРН

а) образцы 1 – труба №8; 2 – труба №2; 3 – труба №7; 4 – труба №5; б) часть образца, вырезанного из трубы №8

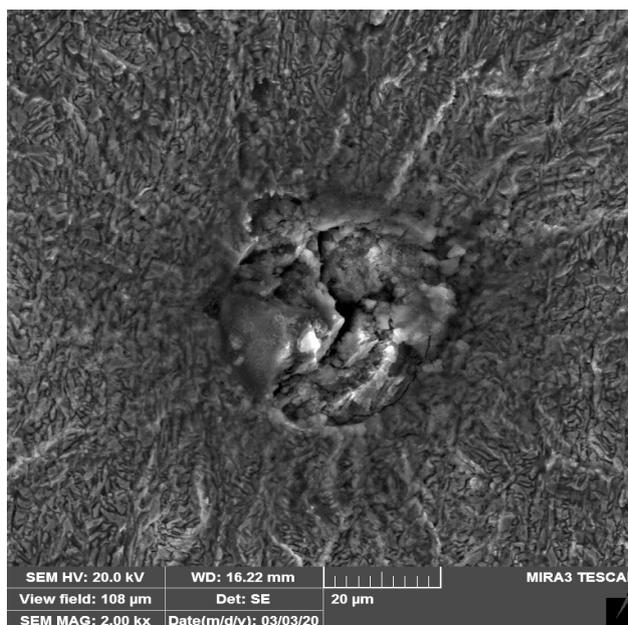


Рисунок 3.23 – Неметаллическое включение Ca -Al-S-O под слоем отложений (вспучиванием).

На фотографии отчетливо видно, что межфазная граница между включением и матрицей растравлена, а в теле самого включения видны микротрещины. Совокупность растравленных границ и микротрещин включения, в ходе дальнейшей эксплуатации может служить инициатором развития хрупкого трещинообразного дефекта и привести к ускоренному разрушению труб.

Таким образом, представляется возможным предположить, что неметаллические включения в металле труб могут оказывать коррозионно-активное воздействие на поверхности труб, приводя к развитию коррозионных дефектов, которые, в свою очередь (как это было показано в разделе 3.1) провоцируют развитие хрупких трещин и дополнительно повышают риск аварийного разрушения трубопроводных систем, расположенных в северных регионах.

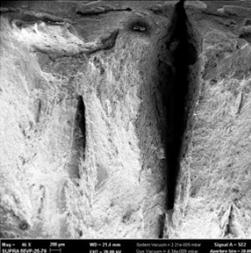
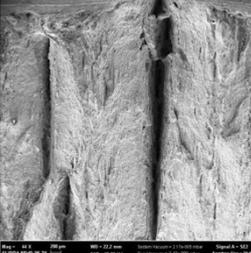
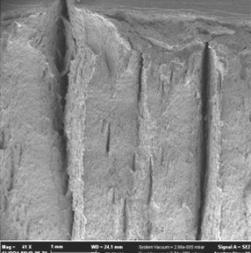
3.8 Выводы по главе 3

Целью настоящего исследования являлось определение причин ускоренного выхода из строя труб нефтепроводов различного назначения, расположенных в регионах страны с низкими климатическими температурами. С этой целью были проведены экспертные исследования разрушенных участков труб, что позволило установить причины их выхода из строя, а также участки

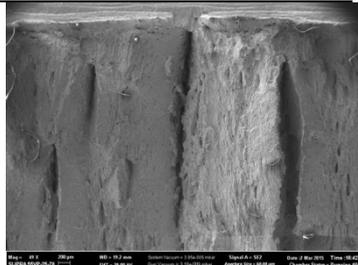
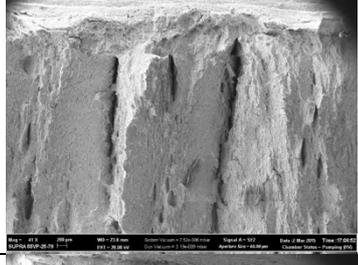
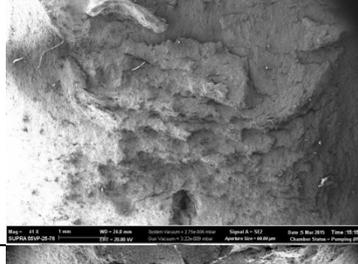
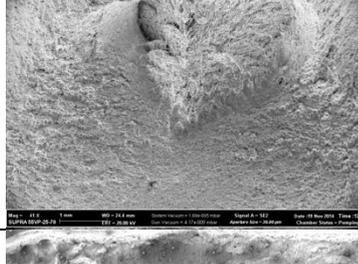
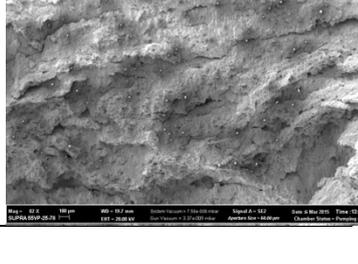
трубопроводов «катушки», вырезанные из действующих трубопроводов из-за различных, не связанных с разрушениями причин. Металл «катушек» не имел видимых трещиноподобных или коррозионных дефектов и полностью соответствовал требованиям нормативно-технической и контрактной документации на сварные прямошовные трубы из стали 10Г2ФБ.

Результаты исследований металла труб приведены в таблице 3.19.

Таблица 3.19 – Сводная таблица результатов анализа металла вырезок из труб стали 10Г2ФБ, поставленных для нефтепроводов северного исполнения в соответствии с требованиями ГОСТ ISO 3183-2015

Труба №	σ_B	σ_0	δ	KCV при температуре, °C		СТ OD Min -20 °C	Размер зерен В ½		Доля Nb	Полосчатость /балл	К-во НВ*	V* корр.	К-во бли с те-ров	Излом ударных образцов после испытаний при минус 60 °C Увеличение x50
	При 20 °C			20	-60		средний	5 круп						
	МПа	%	Дж/см ²	мм	мкм	%	шт/мм ²	мм/год	шт/см ²					
8	623	531	28	242	98	0,09	15,3	63,5	-	A.1.9/5	6	0,78	10-12	
1	603	483	25	230	102	0,19	12,4	56,8	следы	A.1.9/5	4	0,77	9	
2	599	497	26	231	141	0,33	11,9	51,1	следы	A.1.9/5	4	0,67	3-5	

Продолжение таблицы 3.19

4	63 2	53 3	2 7	25 8	15 9	0,3 9	11, 7	49, 9	5- 10	A1.8/ 4-5	2	0,6 6	3	
3	61 7	49 7	2 7	29 2	19 1	0,5 0	10, 9	26, 1	35	A.1.7 / 3-4	2	0,5 9	2	
7	58 7	51 1	2 7	28 7	24 2	0,4 8	10, 4	21, 3	40	A.1.7 / 3	1	0,6 1	-	
6	64 4	53 2	2 6	32 6	29 5	0,7 3	6,5	12, 9	40 - 45	A.1.7 / 2-3	-	0,6 0	-	
5	61 8	48 5	2 8	37 5	31 6	0,7 8	6,5	11, 1	40 - 50	A.1.7 / 2	-	0,5 8	-	

Примечание:

* включения диаметром более 10 мкм

**в среде 5 % NaCl+CO₂

На основании проведенных исследований было установлено:

1. При анализе поврежденных труб показано, что причинами ускоренного выхода из строя труб нефтепроводов в северных регионах РФ являются недостаточная хладостойкость и коррозионная стойкость металла труб, связанные с суперпозицией нескольких совместно действующих факторов риска. К ним от-

носятся неравновесность структуры, выраженная в разноточности, полосчатости и наличии крупных коррозионноактивных неметаллических включений. Разноточность и полосчатость приводят к возникновению сложноподвиженных состояний в структуре металла и сложным зернограницным состояниям; неметаллические включения действуют как концентраторы напряжений, препятствующие движению дислокаций, оказывают влияние на прочность и характер разрушения материала. Также крупные неметаллические включения и возникающие вокруг них зоны коррозионных повреждений провоцируют образование и развитие хрупких трещин.

2. Показано, что металл случайной выборки труб, использованных для анализа влияния факторов риска, определенных при анализе аварийных разрушений, на работоспособность и долговечность материалов нефтепроводов полностью соответствует требованиям НТД, в том числе ГОСТ ISO 3183-2015 «Трубы стальные для трубопроводов нефтяной и газовой промышленности». Общие технические условия» и соответствующих ему международных стандартов. То есть все исследуемые стали соответствуют требованиям к структуре и свойствам металла труб по ГОСТ ISO 3183-2015, а соответственно полностью выполняются требования по работоспособности труб в условиях эксплуатации для традиционных регионов умеренного климата.

3. При проведении испытаний на ударную вязкость основного металла и сварных соединений труб было определено, что низкотемпературная вязкость основного металла труб отличается более чем в три раза от 98 Дж/см² (труба №8) до 316 Дж/см² (труба №5), а трещиностойкость CTOD_{min} уже при минус 20 °С более чем в девять раз – от $\delta_c = 0,09$ мм (труба №8) до 0,73-0,78 мм (трубы №№6 и 4). Анализом структурного состояния металла труб было установлено (см. табл.3.18 в сравнении труб с минимальным и максимальным уровнем низкотемпературной ударной вязкости и трещиностойкости):

- средний размер зерен снижается от 15,3 до 6,5 мкм при этом средний размер пяти самых крупных зерен феррита в видимом поле шлифа (разноточность) изменяется почти в 6 раз от 63,5 до 11,1 мкм;

- одной из причин чрезмерного роста ферритного зерна может являться перераспределение ниобия, вводимого для сдерживания роста зерна аустенита при нагреве под прокатку в структуру стали. Для обеспечения этого процесса необходимо, чтобы ниобий образовывал в структуре стали мелкодисперсные когерентные с матрицей частицы типа MC и MCN. Однако, как было установлено, в сталях с максимальной разнотерностью (63,5 – 49,9 мкм – пять самых крупных зерен в видимой плоскости шлифа трубы №№8, 1, 2, 4) практически весь ниобий находился в составе крупных комплексных неметаллических включений, в сталях с меньшим уровнем разнотерности – пять самых крупных зерен от 26,1 до 11,1 мкм (трубы №№3, 7, 6, 5) от 35 до 50 % вводимого ниобия находилась в матрице стали;

- полосчатость структуры по от 5 до 2 балла по шкале 3 «Полосчатость феррито-перлитной структуры» ряда А ГОСТ 5640-2020 или от структуры описанной в ГОСТ 54570-2011 как А.1.9 «полосчатый перлит в вытянутой, полностью полосчатой ферритной матрице» до А.1.6 «частично вытянутый слегка полосчатый перлит в равноосной слегка полосчатой равноосной ферритной матрице»;

- коррозионная стойкость стали также зависит от неравномерности ее структуры;

- скорость коррозии металла трубы №8 с максимальной структурной неоднородностью составляет – 0,78 мм/год, металла трубы №5 – 0,58 мм/год;

- распределение неметаллических включений в структуре металла всех труб равномерное, форма включений, в основном, округлая, средний размер включений не превышает 10-15 мкм. Включения представляют собой комплексные соединения типа Al-Ca-Mg-O и Ca-Al-S-O. В ряде труб, например №8 были обнаружены отдельные включения до 40 мкм, трубах №№1 и 2 порядка 30 мкм, в трубе №3 – 20 мкм. Исходя из величины трещиностойкости металла труб именно эту величину – 20 мкм можно оценочно принять на параметр L – размер наибольшего включения, определяемого уравнением Гриффитса – Орована.

При отсутствии включений такого размера величина трещиностойкости металла трубу резко повышается;

- крупные неметаллические включения оказывают значительное влияние на коррозионную стойкость материалов труб в условиях испытаний на сопротивляемость сульфидному растрескиванию под напряжением. Хотя материалы всех труб не проявили склонности к сульфидному растрескиванию, в местах расположения крупных неметаллических включений на поверхности испытываемых образцов были обнаружены вспучивания – блистеры, границы вокруг включения растравлены, а на поверхностях включений обнаружены микротрещины, которые в дальнейшем могут перерасти в магистральную трещину разрушения трубы.

5. Проведенными исследованиями было установлено, что при пониженных температурах испытаний металла труб не полностью обеспечивается стабильность низкотемпературных механических свойств и трещиностойкости. Зафиксированный разброс значений приводит к опасности снижения надежности трубопроводов при эксплуатации в условиях с низкими климатическими температурами и требует разработки дополнительных методов и объемов контроля металла труб, поставляемых для строительства нефтепроводов в северных регионах страны.

ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ТЕКСТРУРНЫХ ОРИЕНТИРОВОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ТРУБ ИЗ СТАЛИ 10Г2ФБ

Анализ повреждаемости нефтепроводов, проведенный в ходе анализа аварийных ситуаций (раздел 3.1) показал, что существует однозначная зависимость между структурными несовершенствами материала и его работоспособностью. Причем, наиболее заметна эта взаимосвязь при эксплуатации труб в условиях низких климатических температур и высокой агрессивности перекачиваемой среды.

К числу несовершенств структуры следует также отнести текстуру материала труб, исследования влияния которой, на работоспособность изучены недостаточно. Текстура в деформированном в прокатном стане материале образуется вследствие ориентации зерен вдоль преимущественного развития пластической деформации. Кристаллографическая текстура оказывает влияние на большинство физических, механических и химических свойств поликристаллических материалов [36]. При этом такие механические свойства, как прочность, пластичность, вязкость разрушения и усталость являются наиболее изученными в виду их значимости, кроме того, имеются данные о зависимости жаропрочных свойств, ползучести и стойкости к окислению от текстуры. Важнейшее химическое свойство, на которое может повлиять текстура – это коррозионная стойкость.

Существует несколько категорий текстур - текстуры кристаллизации, которые образуются в процессе литья; текстуры деформации, которые образуются вследствие пластической деформации при прокатке, ковке, прессовании, волочении и т.д.; текстуры рекристаллизации, которые образуются при отжиге деформированных материалов; текстуры перехода, которые возникают в результате кристаллографической переориентации при полиморфных превращениях и зависят исключительно от исходной текстуры.

Известно, что в ходе пластической деформации поликристаллического материала формируется преимущественно кристаллографическая ориентация,

характер которой определяется, главным образом, кристаллической решёткой материала и его течением при деформировании. Кроме того, текстура деформации зависит и от многих других факторов, таких как исходная текстура слитка, химический состав, предшествующая обработка, температура и скорость деформации и т.п. Важнейшую роль в формировании текстуры при прокатке играет энергия дефекта упаковки, которая, в свою очередь, зависит от химического состава стали. Материалы с высокой энергией дефектов упаковки, обычно, обладают текстурой металла низкой текстурой сплава. Также известно, что при превышении некоторого критического уровня степени обжатия материала в нем возможно текстурное превращение (переход текстуры металла к текстуре сплава) [26].

При рекристаллизации, подвергнутой деформации стали, исходная деформированная волокнистая структура заменяется большим количеством мелких недеформированных зерен. Образование зародышей новых зерен и их рост происходит за счет миграции большеугловых границ, что приводит к характерным изменениям в кристаллографической ориентации кристалла. Формирующаяся при этом текстура рекристаллизации зависит от скорости образования центров рекристаллизации; наличия включений различного вида; роста зерен, после первичной рекристаллизации; типа, энергии и подвижности границ между зернами различной ориентации; исходной текстуры; режима нагрева. Наиболее важным фактором, определяющим текстуру рекристаллизации, является текстура деформации материала. В зависимости от марки материала, его чистоты и режимов деформации текстура рекристаллизации может быть идентичной или значительно отличаться от текстуры деформации [37, 26].

В материалах с высокой и средней энергией дефекта упаковки, в которых во время деформации образуется текстура меди, при отжиге формируется острая $\{100\}$ текстура куба $\{100\}$. Текстура куба образуется при различных режимах обработки, и её объёмная доля зависит от степени предшествующей деформации, температуры и времени отжига, а также химического состава.

Таким образом, по нашему мнению, при анализе текстуры материала труб, которые получены последовательностью целого ряда операций – от получения слитка методом непрерывной разливки, листовой трубной заготовки, получаемой горячей прокаткой, гибки и сварки трубной заготовки, ее экспандирования и т.д. следует говорить о результирующей величине текстуры – остаточной текстуры материала труб как суммарного воздействия на кристаллическую структуру материала всего процесса производства прямошовной электросварной трубы.

Поэтому, на наш взгляд, анализ причин ускоренного разрушения материалов труб и оценка его работоспособности в условиях низких климатических температур и агрессивного воздействия перекачиваемой среды было бы не полным без анализа влияния на свойства материала остаточной накопленной в ходе изготовления трубы текстуры.

4.1 Исследование кристаллографической текстуры

Ориентационные соотношения между фазами и матрицей [36, 37] являются одним фактором, который может оказать влияние на механические свойства материала. Рентгеноструктурный фазовый анализ, проведенный по обзорным съемкам восьми исследуемых образцов, снятых в области брэгговских углов дифракции $2\theta = (3 - 154)^\circ$, выявил в сталях наличие фазы с ОЦК-решеткой, идентифицируемой ферритом, α -Fe, с распределением интегральных интенсивностей дифракционных максимумов, близким к эталонным значениям.

Результаты контроля представлены на рисунках 4.1 и 4.2 и дополнительно подтверждают результаты рентгеноструктурного анализа, приведенные в главе 3.

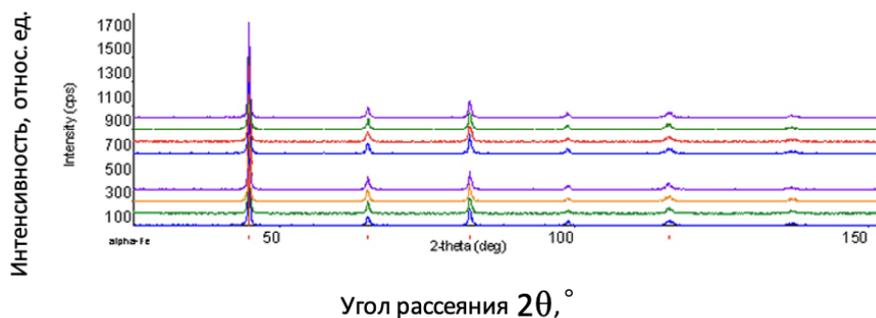


Рисунок 4.1 – Сводный график обзорных дифрактограмм образцов № 1-8.
Нумерация образцов идет снизу вверх

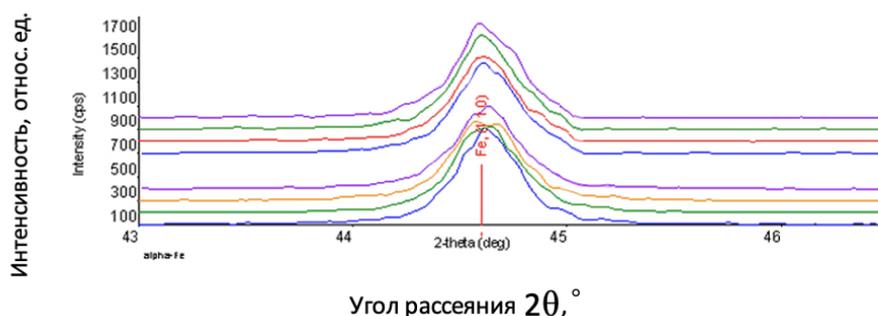


Рисунок 4.2 – Сводный график участка обзорных дифрактограмм образцов № 1-8, отвечающих дифракционному отражению феррита от серии плоскостей (110). Нумерация образцов идет снизу вверх.

Текстура металла трубы, как было сказано выше, может включать в себя самые разные ориентировки: текстуру сдвига $\{110\}\langle 001\rangle$, набор текстур плоской деформации α -фазы и набор текстур, характерный для фазового превращения текстурованной γ -фазы. Основными ориентировками текстуры, характерной для плоской деформации α -фазы при прокатке, являются: $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ – основные и $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$ – дополнительные. В ходе α -превращения без нагрузки образуются ориентировки: $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{337\}\langle 110\rangle$, $\{554\}\langle 225\rangle$ и $\{113\}\langle 110\rangle$. В результате превращения под нагрузкой образуются высокоиндексные ориентировки: $\{410\}\langle 283\rangle$, $\{610\}\langle 166\rangle$, $\{634\}\langle 283\rangle$ и $\{750\}\langle 10.14.5\rangle$,

которые в нашей работе не были обнаружены при исследовании основного металла труб. Также возможно присутствие ориентировки $\{001\}\langle 100\rangle$, характерной для рекристаллизации α -фазы. Данная текстура образуется в случае завышения температуры прокатки до уровня температуры начала фазового превращения, когда происходит $\gamma \rightarrow \alpha$ переход, а затем, после определенной степени обжатия, протекает рекристаллизация α -фазы. Присутствие ориентировки $\{001\}\langle 100\rangle$ нежелательно так как в зернах с данной текстурой напряжения σ_r , $\sigma_{ос}$, $\sigma_{окр}$ действуют вдоль кубического направления, что должно приводить к быстрому транскристаллитному разрушению, так как направление $\langle 100\rangle$ в ОЦК-структуре является самым неблагоприятным для приложения нагрузки [36, 26].

Текстурный анализ основного металла всех труб проводился с помощью программы исследования текстур методом Шульца (на отражение). Анализ проводился для отражений от серий плоскостей (110), (200) и (211). Для получения нормированных прямых – ППФ и обратных полюсных фигур - ОПФ, был снят эталонный бестекстурный (порошкообразный) образец $\alpha - Fe$. Текстурограммы исследуемых образцов приведены на рисунках 4.3-4.8.

Исследования были проведены в двух сечениях по толщине трубы – в $\frac{1}{4}$ и $\frac{1}{2}$ от наружной поверхности трубы. При обработке результатов текстурограмм было установлено, что для отражений от серии плоскостей (110) в основном металле труб №№5 и 6 наблюдается некоторое усиление остаточной текстуры прокатки. у образцов №№3, 4, 7 отмечен незначительный уровень текстурной ориентировки, у образцов №№8, 1, 2, – состояние, близкое к бестекстурному.

По результатам обработки данных посредством построения ППФ и их полуколичественного анализа были выделены следующие основные ориентировки: $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{001\}\langle 100\rangle\langle 110\rangle$, $\{110\}\langle 001\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle\langle 112\rangle$, $\{113\}\langle 110\rangle$, относящиеся к текстурам деформации α -фазы, а также ее превращения.

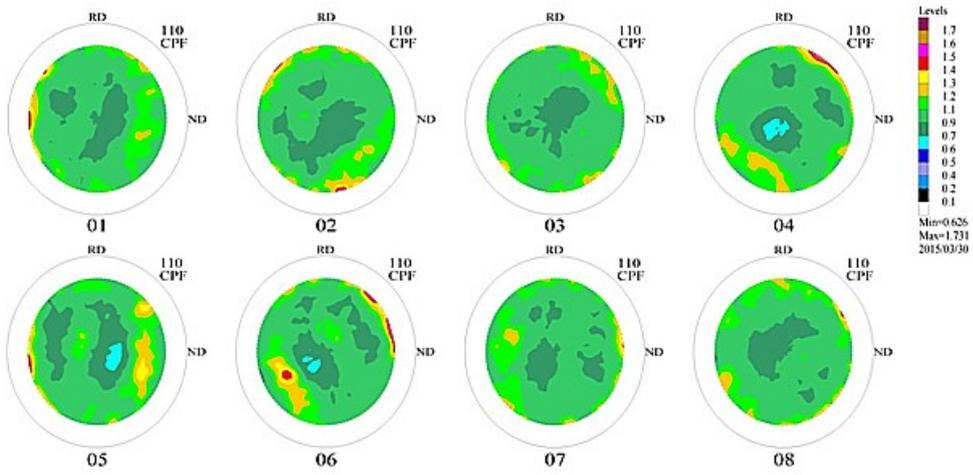
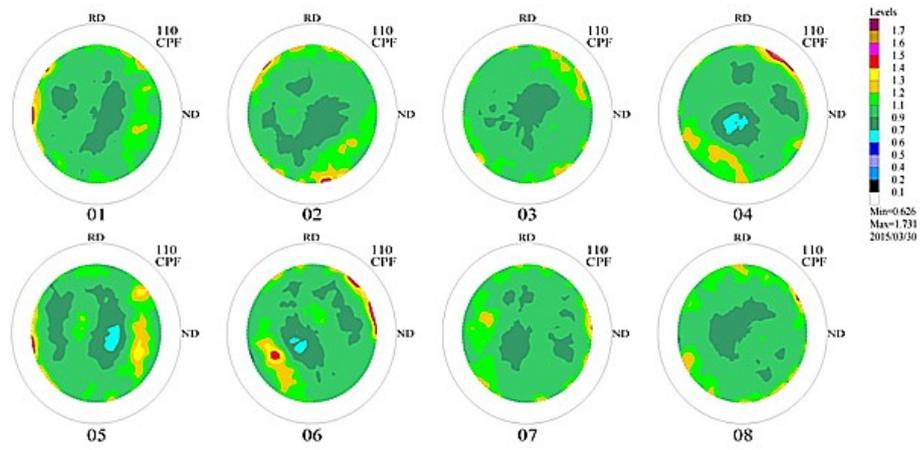


Рисунок 4.3 – ППФ основного металла труб {110}

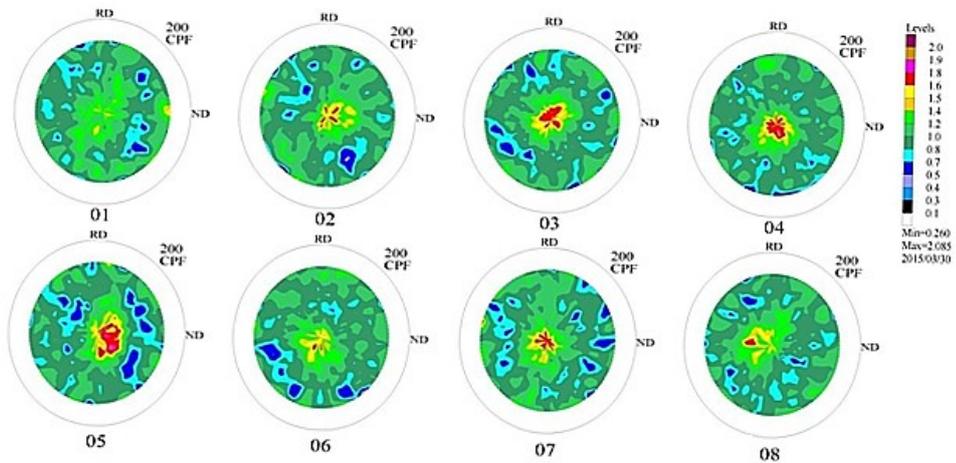


Рисунок 4.4 – ППФ основного металла труб {200}

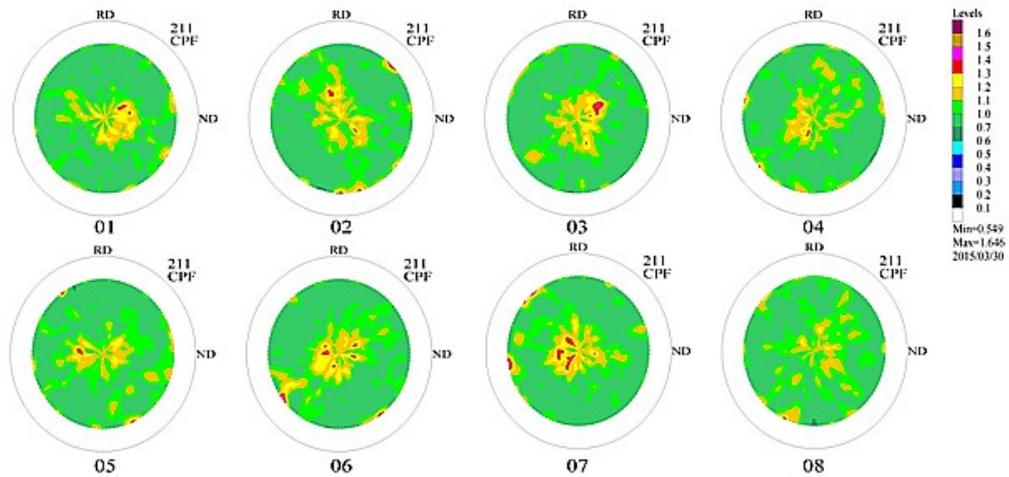


Рисунок 4.5 – ППФ основного металла труб {211}

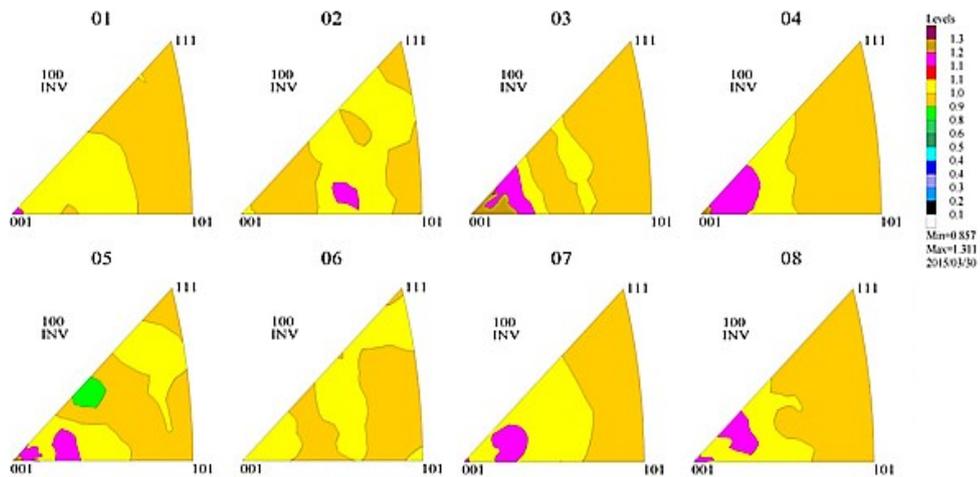


Рисунок 4.6 – ОПФ основного металла труб {100}

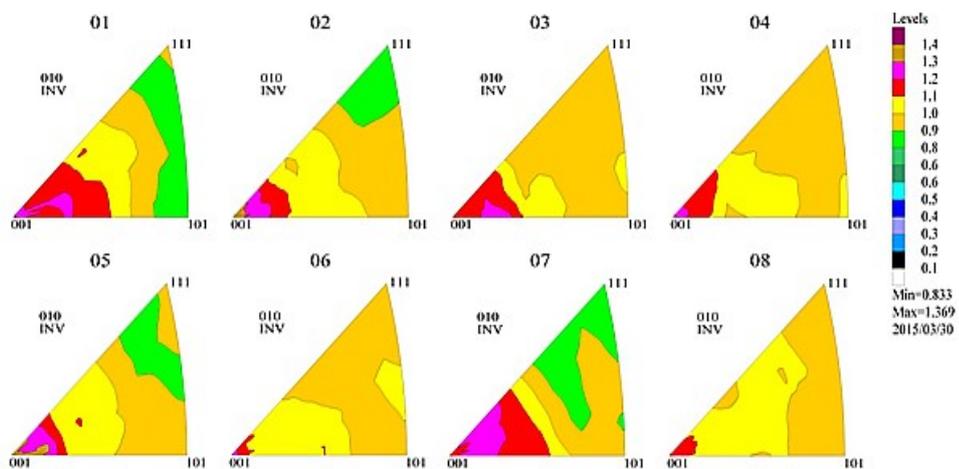


Рисунок 4.7 – ОПФ основного металла труб {010}

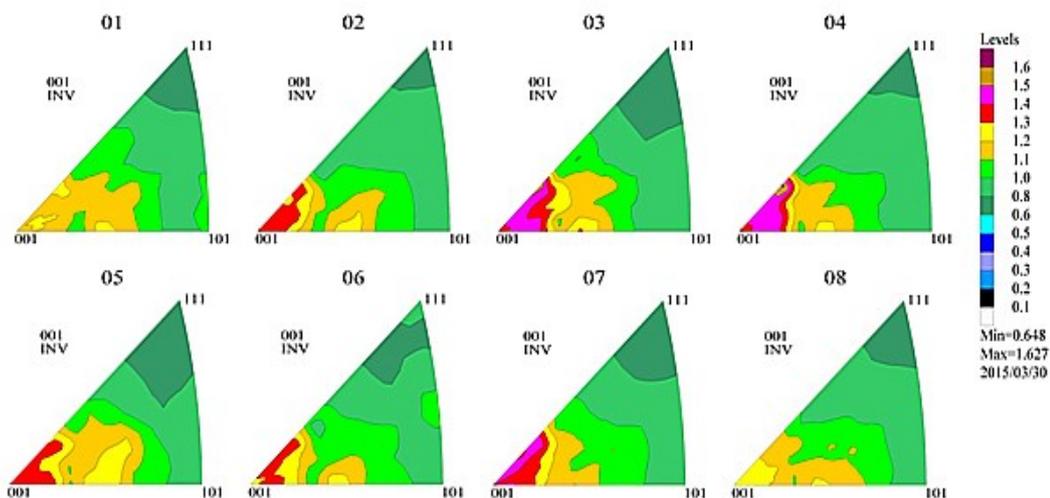


Рисунок 4.8 – ОПФ основного металла труб {001}

Полуколичественный анализ ППФ от линий (110) (200) и (211) образцов от двух сталей №5 и №8 в плоскости НН дал следующее распределение процентного содержания этих ориентировок: сталь трубы № 6 ориентировка $\{110\}\langle 001\rangle$ в $\frac{1}{2}$ – 13,6 % – остальное бестекстурная компонента; в $\frac{1}{4}$ - 11,2 %; в стали трубы №5 ориентировка $\{110\}\langle 001\rangle$ в $\frac{1}{2}$ – 14,9 % – остальное бестекстурная компонента; в $\frac{1}{4}$ – 11,8 %.

Таким образом, установлено, что основная доля металла труб находится в бестекстурном состоянии, и, даже, в образцах с максимальным уровнем текстурованности доля максимальной остаточной ориентации не превышает 15 % в центральной части (по толщине трубы) и 12 % в областях, примыкающих к поверхностям. По представленным результатам видно, что доля бестекстурной компоненты, то есть части с равномерным распределением всех ориентировок больше в сечении, взятом с $\frac{1}{4}$ по толщине трубы, чем в ее середине, где текстура более выражена. В образцах остальных труб доля текстурной ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ еще менее заметна, хотя следует отметить металл трубы №7, где доля ориентировка $\{110\}\langle 001\rangle$ находится в пределах 8 %. Сводный график текстурогамм, приведен на рисунках 4.9-4.11.

Приведенные на рисунках 4.9-4.11 данные позволяют разделить все исследованные материалы труб на несколько основных групп, определяемых по

интенсивности отражений от серии плоскостей (110). Первая с явно выраженной текстурной ориентацией (14-15 %) – трубы №№5 и 6; вторая – трубы со слабо выраженной текстурной ориентацией (5-8 %) – трубы №№3, 4, 7; третья – практически бестекстурное состояние (не более 3 %) – трубы №№2, 1, 8.

Доля отражений (200) и (211), как показано на рисунках 4.10 и 4.11, во всех исследованных сталях весьма мала – не превышает 1 %.

4.2 Влияние текстурной ориентации $\{110\}\langle 001\rangle$ на механические и коррозионные свойства материала труб

Сравнивая результаты исследований ударной вязкости при минус 60 °С и трещиностойкости металла труб – таблица 4.1 и уровень остаточной текстуры представляется возможным сделать определенные выводы.

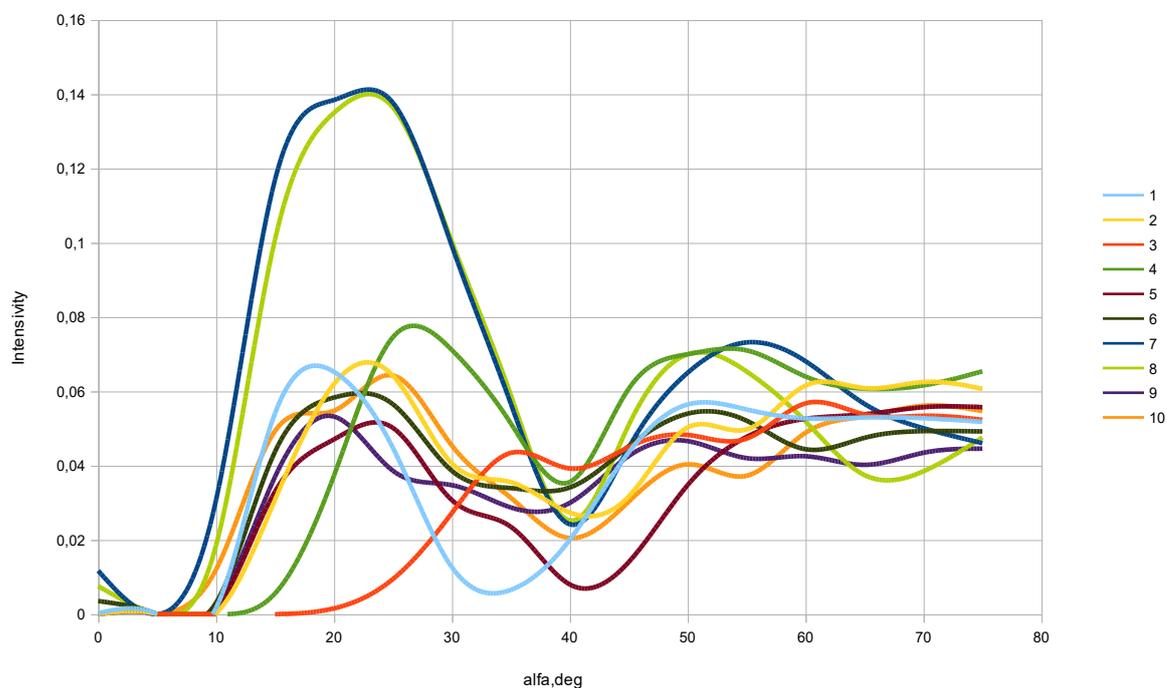


Рисунок 4.9 – Сводный график текстурограмм $\{110\}$ для исследуемых образцов №1-10 (1/2 толщины трубы)

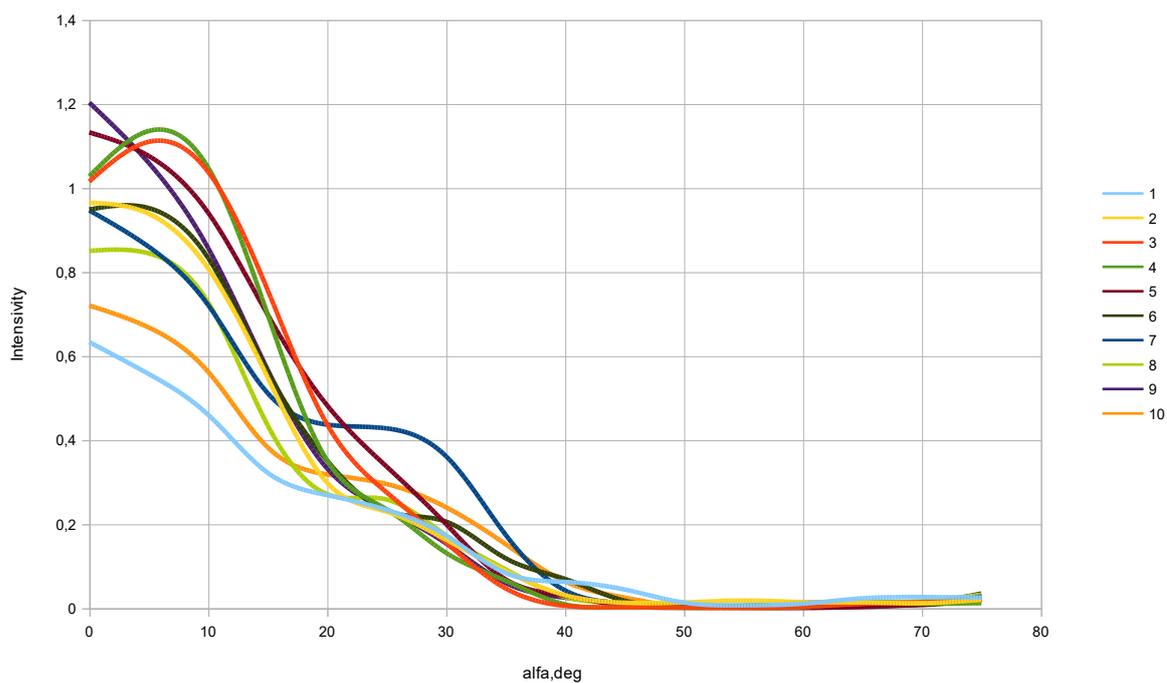


Рисунок 4.10 – Сводный график интенсивности текстурогрaмм {200} в процентах для исследуемых образцов № 1-8 (1/2 толщины трубы)

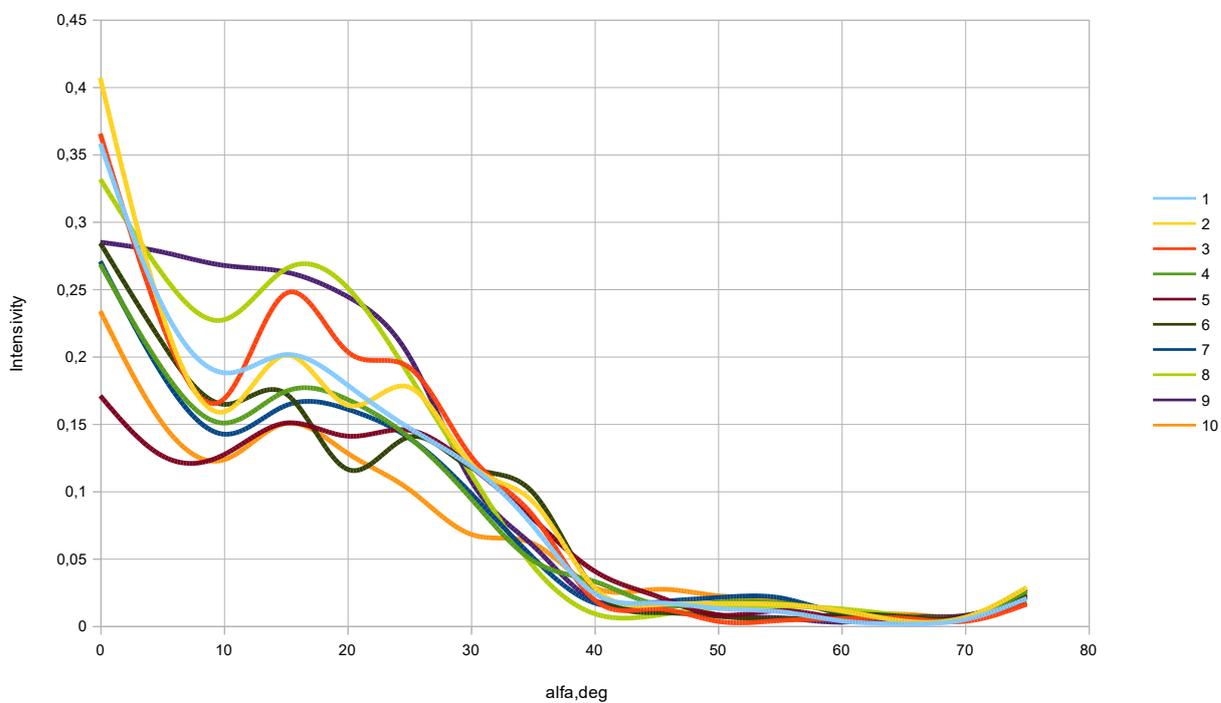


Рисунок 4.11 – Сводный график интенсивности текстурогрaмм {211} в процентах для исследуемых образцов № 1-8 (1/2 толщины трубы)

Таблица 4.1 – Влияние остаточной текстуры на низкотемпературные свойства трубной стали

Свойство	Труба № (расположены по мере возрастания величины ударной вязкости)							
	8	1	2	4	3	7	6	5
KCV ⁻⁶⁰ , Дж/см ²	98	102	141	159	191	242	295	316
CTOD _{min} ⁻²⁰ , мм	0,09	0,19	0,33	0,39	0,50	0,48	0,73	0,78
Процент текстурной ориентации	0,5	1,9	3,3	5,0	5,9	8,1	14,0	14,9

Таким образом, очевидно, что свойства материала труб, в структуре металла которых после изготовления была зафиксирована остаточная текстура, определяемая при контроле отражений от серии плоскостей (110) возрастают по мере увеличения процента текстурной ориентации, а сама текстурная ориентация оказывается еще одним структурным фактором, определяющим низкотемпературную работоспособность нефтепроводов.

Анализ влияния текстурованности на коррозионную стойкость материал труб был выполнен в тех же условиях, что и описанные ранее в главе 3.

Оценка склонности к коррозии металла трубопроводов при эксплуатации была выполнена электрохимическими методами на потенциостате VersaSTAT 4 в соответствии со стандартами ASTM G3, G5, G59, G102. (см. раздел 2.4). Результаты определения влияния текстуры на скорость коррозии приведены в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Влияние текстуры на электрохимические скорости коррозии металла труб

Труба №	Среда	Скорость коррозии, мм/год	Среда	Скорость коррозии, мм/год	Процент ориентировки {110}<001>
8	5 % NaCl	0,19	5 % NaCl+CO ₂	0,78	0,5
1		0,18		0,73	1,9
2		0,17		0,67	3,3
4		0,16		0,64	5,0
3		0,16		0,63	5,9
7		0,14		0,61	8,1
6		0,14		0,58	14,0
5		0,14		0,58	14,9

Анализ результатов таблице 4.2 показывает, что по мере увеличения процента текстурных ориентировок – скорость коррозии постепенно снижается, однако четкой закономерности влияния установить не удалось, например, увеличение процента остаточной текстуры почти в два раза – с 8 (труба №7) до 15 % (труба №5) не приводит к изменению скорости коррозии в среде 5 % NaCl; и лишь незначительно снижает ее в среде 5 % NaCl+CO₂. Данные таблице 4.2 можно разделить на три области от величины значения процента текстурной ориентировки {110}<001>. Это стали с высокой скоростью коррозии – №№8, 1, 2 – процент текстуры не превышает 3 %; и минимальной скоростью коррозии – стали №№7, 6, 5 (8-15 % текстуры). Между ними находится промежуточная область сталей №№4 и 3 (5-6 % текстуры).

Учитывая влияние других структурных факторов, получить четкие взаимосвязи низкотемпературных механических свойств, трещиностойкости и коррозионной стойкости материала труб от процента ориентировки текстуры {110}<001> не представляется возможным, однако, в целом, необходимо отме-

тить положительную роль текстурованности материала, в совокупности с другими структурными факторами, на его механические свойства, трещиностойкость и коррозионную стойкость.

4.3 Выводы по главе 4

1. На основании проведённых исследований установлено, что текстура, является одним из структурных факторов определяющих работоспособность металла труб нефтепроводов, эксплуатирующихся в условиях холодного климата и агрессивных перекачиваемых нефтесодержащих сред.
2. Анализ текстурных ориентировок (110), (200), (211) показал, что в металле ряда труб отмечается усиление ориентировок текстуры сдвига (110). Доля других отражения (200) и (211) весьма мала, а их роль в формировании свойств металла труб выявить не удалось.
3. Показано, что текстурogramмы образцов, взятых из одного участка трубы, в толщине сечения в центре (центр $\frac{1}{2}$ толщины) и на поверхности (до $\frac{1}{4}$ толщины) отличаются. Так, в центральных слоях листов имеется усиление ориентировок текстуры сдвига (110) и уменьшение угла рассеяния текстур. Наибольшие доли содержания текстурных ориентировок для отражений от серии плоскостей (110) обнаружены в центральных слоях стенок труб и в образцах основного металла труб №№5 и 6 и достигают 14-15 %. Следующая по доле содержания текстурной ориентировки для отражений от серии плоскостей (110) – сталь труб №№ 3, 4, 7 (5-8%); в металле труб №№8, 1, 2 доля текстурных ориентировок для отражений от серии плоскостей (110) минимальна – не превышает 3 % и состояние металла труб близко к бестекстурному.
4. Показано, что в поверхностных слоях труб (на глубине до $\frac{1}{4}$ от толщины стенок труб) распределение текстурных ориентировок более равномерное. То есть – в поверхностных слоях металл труб, в большей степени, приближен к бестекстурному – нормальному распределению всех ориентировок.

5. Проведёнными исследованиями было доказано, что учет структурного и текстурного факторов металла труб при определении их работоспособности в условиях холодных климатических температур и агрессивного воздействия перекачиваемой среды – необходим. Трубы, полностью удовлетворяющие требованиям отечественной и зарубежной НТД и сертифицированные как годные к эксплуатации, в зависимости от состояния структуры и остаточной текстуры прокатки при пониженных температурах могут иметь динамические механические свойства и трещиностойкость, различающиеся в несколько раз. Поэтому возможность повышения свойств материалов труб путем оптимизации структурного и текстурного состояния представляется наиболее перспективным направлением дальнейшего совершенствования трубной продукции.

ГЛАВА 5 ПРОВЕРКА АДЕКВАТНОСТИ РАЗРАБОТАННЫХ РЕКОМЕНДАЦИЙ НА ПРИМЕРЕ МАТЕРИАЛОВ ТРУБ НЕФТЯНОГО СОРТАМЕНТА РАЗЛИЧНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

В настоящее время продвижение нефтедобывающих и нефтеперерабатывающих мощностей на Север и Восток страны сопровождается повышением аварийности оборудования. Это связано с тем, что разработанные материалы и требования к ним, были привязаны к условиям умеренно холодного климата и слабоагрессивным нефтяным флюидам. Основным путем повышения надежности, на данном этапе, является замена более дешевых сталей на более дорогие, способные сопротивляться агрессивному воздействию агрессивных нефтяных сред Сибири, сохранять вязкость при температурах до минус 60 °С. Однако такой путь ведет к резкому повышению стоимости трубопроводной техники, усложнению технологии монтажа и эксплуатации систем, требует разработки новых материалов и технологий производства трубной продукции. На наш взгляд, возможности применения ранее разработанных сталей до конца не исчерпаны, однако их применение в условиях холодного климата должно регламентироваться рядом дополнительных требований, зафиксированных в НТД, например, отраслей нормалях нефтедобывающих компаний.

5.1 Разработка рекомендаций по изменению объема контроля металла труб, поставляемых для строительства нефтепроводов, эксплуатация которых осуществляется в регионах Арктики, Севера и Северо-Востока РФ

Основным документом, по которому осуществляется контрактная закупка труб нефтяного сортамента является ГОСТ ISO 3183-2015 «Трубы стальные для трубопроводов нефтяной и газовой промышленности». ГОСТ Р ИСО 3183-2009 устанавливает требования к бесшовным и сварным стальным трубам по двум уровням требований к продукции (по увеличению объема контроля) - PSL-1 и PSL-2, предназначенным для трубопроводов нефтяной и газовой промышленности. Настоящий ГОСТ разработан в соответствии с международными

требованиями к трубам нефтяного сортамента на основании ИСО 3183:2007 и учитывает все основные международные требования к трубной продукции (ИСО, EN, API, ASNT, ASTM, NACE).

В соответствии с требованиями стандарта, организация, заказывающая трубную продукцию, должна предоставить следующую информацию:

- количество (массу) продукции;
- уровень требований к продукции PSL-1 или PSL-2;
- тип труб – допустимые процессы производства и уровни требований к продукции (см. таблицу 2 ГОСТ Р ИСО 3183-2009)
- обозначение настоящего стандарта;
- группу прочности труб;
- наружный диаметр и толщину стенки;
- длину трубы.

Таким образом, все контролируемые свойства металла труб, указываемые в контрактной документации, должны соответствовать требованиям настоящего ГОСТа. Анализом исследованных в главах 3 и 4 труб было показано, что все исследованные трубы соответствуют требованиям ГОСТ ISO 3183-2015, однако, ряд исследованных характеристик металла, определяющих надежность и долговечность нефтепроводов северного исполнения ГОСТом – не регламентируется. Так, в соответствии ГОСТ ISO 3183-2015 электросварные прямошовные трубы, изготовленные из стали 10Г2ФБ, относятся к уровню требований PSL-2 (product specification level – уровень требований к продукции), группе прочности L450M или X65M.

Обозначение группы прочности стали по ГОСТ ISO 3183-2015 – L450M или X65M – представляет собой сочетание букв и цифр. Группа прочности идентифицирует уровень прочности труб и связана с химическим составом стали. Таблица 1 «Группы прочности и допустимые условия поставки», указывает, что сталь 10Г2ФБ уровня требований PSL-2 поставляется после термомеханической прокатки или термомеханического формообразования, регламентирует

объем критерия приемки труб в соответствии с разделом 9 «Критерии приемки».

Анализ соответствия исследованных труб требованиям ГОСТ показал:

1. Химический состав. Согласно критериям уровня требований PSL-2 химический состав металла труб является обязательными сдаточными характеристиками. Химический состав (Раздел 9.2) – см.п. 9.2.2. Таблица 5 – раздел «Трубы сварные» строка – L450M или X65M (содержание элементов – не более) – установлено металл труб полностью соответствует требованиям ГОСТ ISO 3183-2015.

2. Углеродный эквивалент. Для всех труб выполняются условия по углеродным эквивалентам: п. 9.2.4. Для труб PSL-2 с массовой долей углерода в стали по анализу изделия, не превышающей 0,12 % углерода – углеродный коэффициент $CE_{IIW} \leq 0,25$; углеродный эквивалент $P_{cm} (CE_{Pcm}) \leq 0,45$. По проведенным расчетам в исследованных трубах №№1-8 CE_{IIW} находится в пределах 0,19-0,24; находится в пределах 0,26-0,42 – соответствует.

3. Механические свойства.

3.1 Механические свойства при растяжении (раздел 9.3). В соответствии с требованиями п.9.3.2, требования к механическим свойствам труб уровня PSL-2 при испытаниях на растяжение приведены в таблице 7 ГОСТ. При 20 °С предел текучести сталей должен находиться в пределах 415-565 МПа; временное сопротивление 520-760 МПа; отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B \leq 0,93$; сварной шов $\sigma_B \geq 520$ МПа. Анализ результатов испытаний основного металла и сварных соединений труб (см. глава 3) показал все трубы соответствуют требованиям ГОСТ.

3.2. Ударная вязкость при изгибе (раздел 9.8). Испытания на ударный изгиб образцов с V-образным надрезом (CVN) труб PSL-2 регламентируются п. 9.8.2.1. «Минимальное среднее значение работы удара (для комплекта из трех образцов) при испытании тела трубы должно соответствовать требованиям таблицы 8, указанных для образцов полного размера и температуры испытания 0 °С или, если это согласовано, для более низкой температуры испытания». Минимально допустимый уровень ударной вязкости металла труб диаметром до 1219 мм –

40 Дж, 1219-1422 мм – 57 Дж. Анализ данных (глава 3) подтверждает соответствие основного металла всех труб требованиям ГОСТ 3183-2015 П. 9.8.3. Испытания сварных швов и ЗТВ трубы среднее значение работы удара (для комплекта из трех образцов) для образцов полного размера и температуры испытания 0 °С или, если это согласовано, для более низкой температуры испытания должно соответствовать 27 Дж для труб диаметром меньше 1422 мм и групп прочности до Х80.

Как показала многолетняя статистика эксплуатации нефтепроводов в центральных регионах страны – объем контроля металла труб достаточен и обеспечивает безопасную эксплуатацию нефтепроводных систем. Однако, как было показано в разделе 3.1 и подтверждено данными ряда исследований аварийных разрушений нефтепроводов в северных регионах страны [88] – основными причинами ускоренного разрушения труб нефтепроводов различного назначения являются коррозионные, коррозионно-механические дефекты, а также зарождение и развитие хрупких трещин в зонах этих дефектов. Таким образом, для безопасной эксплуатации нефтепроводов северных нефтеносных провинций необходимы дополнительные исследования металла труб – исследования микроструктуры (полосчатости и разнотерности структуры металла, количества и размеров неметаллических включений), исследования уровня остаточной текстуры, проведения испытаний металла труб на низкотемпературную трещиностойкость и ударную вязкость при минусом 60 °С. Однако:

- испытания на трещиностойкость металла труб – ГОСТ Р ИСО 3183-2009 не регламентируется;
- микроструктура металла труб ГОСТ ISO 3183-2015 не регламентируется;
- требования по уровню остаточной текстуры в металле труб – ГОСТ ISO 3183-2015 не регламентируется;
- требования по коррозионной стойкости металла труб – ГОСТ ISO 3183-2015 не регламентируется.

В соответствии с разделом 2.3 ГОСТ ISO 3183-2015 «Изготовитель должен обеспечивать соответствие продукции требованиям настоящего стандар-

та. Потребитель имеет право проверить выполнение изготовителем установленных требований и забраковать любое изделие, не соответствующее этим требованиям».

Таким образом, существующая система контрактных отношений, определяемая разделом 7 «Информация, которая должна быть предоставлена потребителем» ГОСТ ISO 3183-2015 не позволяет заказчикам выставить дополнительные требования по оценке работоспособности металла труб в условиях холодного климата. В настоящее время эти вопросы частично решаются в ходе предконтрактных переговоров с заводами-поставщиками труб, однако такие переговоры не всегда успешны и не позволяют полностью реализовать требования потребителей. Поэтому в крупных нефтедобывающих и нефтегазотранспортных компаниях, например, в системе ПАО «Газпром», появился интерес к созданию единого регламента, утверждающего дополнительный перечень требований к трубам для нефтепроводов северных территорий.

Предварительные исследования, приведенные в главах 3 и 4 позволили выявить ряд дополнительных требований, обеспечивающих надежную и безаварийную эксплуатацию таких трубопроводов, а разработанные предложения уже нашли отражение в ряде документов компании (см. Приложение 1 – письмо Газпром).

На рисунке 5.1 приведены графики зависимостей ударной вязкости, трещиностойкости и коррозионной стойкости металла труб в условиях изменения структурного и текстурного состояния стали 10Г2ФБ. Как следует из анализа данных рисунка 5.1 – все исследованные факторы действуют однонаправленно, комплексно повышая трещиностойкость, коррозионную стойкость и уровень ударной вязкости металла при низких температурах, что позволяет сформулировать общий объем дополнительных требований к качеству металла труб северного исполнения:

1. Механические свойства:

Требуется исполнения условий по величине ударной вязкости при температуре минус 60 °С – не менее 240 Дж/см²; и трещиностойкости CTOD_{min} – не менее 0,50 мм.

2. Состояние микроструктуры:

- **размер зерна** в стали в 1/2 сечения листа по толщине не должен превышать G = 11 – таблица 1, ГОСТ 5639;

- **разнозернистость** стали, определяемая методом оценки структуры путем измерения фактора разнозернистости – F_z [26] в среднем сечении трубы – не менее 0,45;

- **полосчатость структуры** не должна превышать 2 балла по шкале 3 ряд А ГОСТ 5640-2020 «Несколько полос феррита, проходящих через все поле зрения, на фоне равноосных зерен» или структуры описанной на рисунке А.1.7. «Микроструктура, состоящая из двух составляющих: ориентированного, частично вытянутого, преимущественно полосчатого перлита в полосчатой, равноосной ферритной (нетравленной) матрице» – ГОСТ 54570-2011;

- **количество неметаллических включений** диаметром 10 и более микрон – не более 1 на 1 мм².

3. Текстурная ориентация:

Рекомендуется скорректировать режимы чистовой прокатки листовой заготовки стали таким образом, чтобы после охлаждения металла в нем сохранялась остаточная текстура сдвига {110}<001> - не менее 8 %.

Для анализа реализуемости предлагаемых дополнительных требований к металлу труб нефтяного сортамента были выполнены контрольные исследования на вырезках (темплетах) труб из стали 10Г2ФБ, а также проведены контрольные измерения состояния структуры и текстуры ряда труб нефтяного сортамента, изготовленных из феррито-перлитных сталей – 09Г2С, 13ХФА и Х56.

5.2 Проведение контрольных исследований для подтверждения адекватности разработанных рекомендаций

С целью проверки адекватности разработанных рекомендаций и подтверждения их реализации на действующем оборудовании трубопрокатных и металлургических заводов были отобраны образцы-вырезки из труб нефтяного сортамента, изготовленных на отечественных предприятиях из наиболее широко применяемых сталей 09Г2С, 13ХФА, Х56 и 10Г2ФБ и поставленных на объекты нефтедобывающей инфраструктуры. Все трубы были отобраны со складов готовой продукции предприятий и имели нулевую наработку.

Образцы для исследований были отобраны таким образом, чтобы для каждой из сталей был образец, со свойствами, удовлетворяющими разработанным требованиям (таблица 5.1) и с отклонениями от этих требований. Вырезки из труб были поименованы №№1, 3, 5, 7 – образцы со свойствами, удовлетворяющими разработанным рекомендациям, №№2, 4, 6, 8 – не удовлетворяющие.

Также дополнительно были исследованы поврежденные трубы из сталей 09Г2С, 13ХФА, Х56, обозначенные в таблице 5.1 номерами 9, 10 и 11. Как следует из таблицы 5.1 – микроструктуры всех поврежденных труб не соответствуют разработанным рекомендациям.

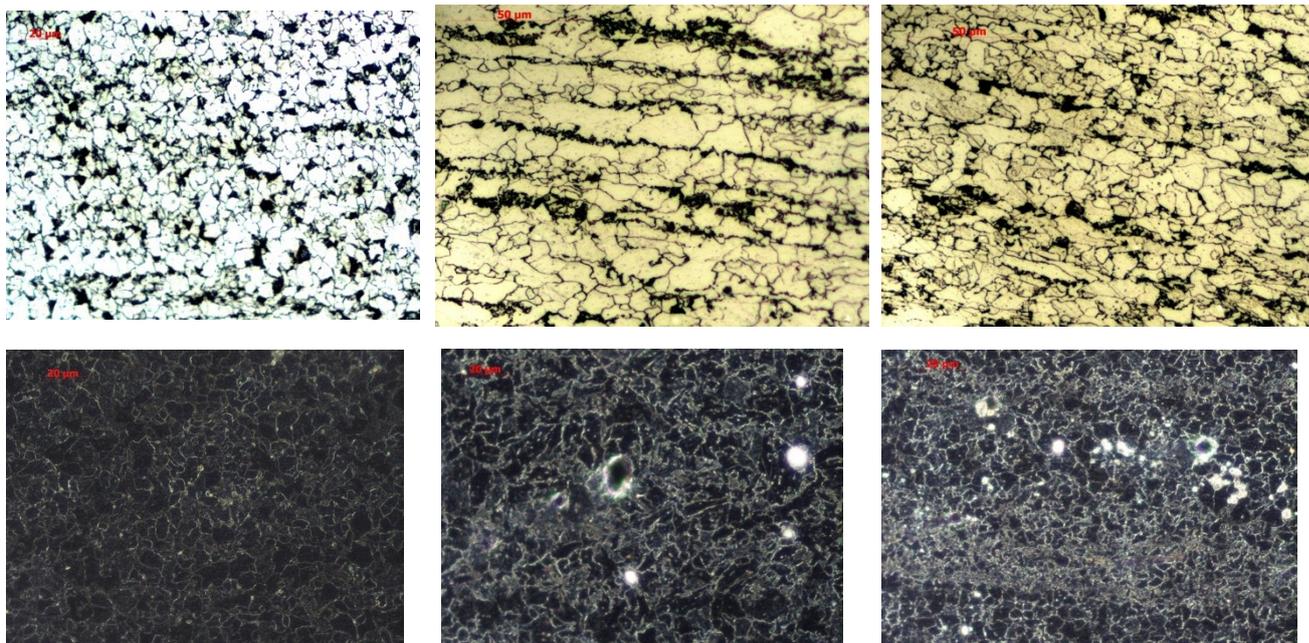
Таблица 5.1 – Основные характеристики металла труб

Сталь	№	Состояние							
		$d_{\text{сред}}$	F_z	П	$T_{(110)}$	Неметаллические включения	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ_5
		мкм	%	балл	%				
10Г2ФБ	1	7	47	1	10,5	-	605	480	28
	2	12	26	3	3,7	3	619	500	25
09Г2С	3	15	31	3	5,1	2	507	345	35
	4	7	45	2	11,0	-	513	360	31
	9	11	29	4	4,2	1	510	357	35
13ХФА	5	14	27	3	3,2	2	496	351	33
	6	7	48	1	9,8	-	504	346	31
	10	12	36	3	5,4	-	487	297	31
Х56	7	14	29	2	0,9	-	545	425	35
	8	9	48	1	11,3	-	548	419	31
	11	13	35	3	4,2	1	555	422	34

Как видно из приведенных в таблице 5.1 данных, механические свойства металла всех труб при нормальных температурах практически идентичны, все требования ГОСТ ISO 3183-2015 к металлу труб – выполнены.

Микроструктуры сталей феррито-перлитые, отличия в структурах были замечены только в изменении балла полосчатости и разностерности металла. На рисунке 5.1 для примера приведены микроструктуры стали 13ХФА (образцы №№5, 6, 10). Фотографии приведены в обычном темнопольном формате, что позволило более четко показать микроструктурные отличия, наличие и количество неметаллических включений в исследованном металле.

Микроструктуры остальных образцов практически не отличаются по основным признакам (полосчатости, разностерности, наличие неметаллических включений) от приведенных на рисунке 5.1.



Образец №5

Образец №6

Образец №10

Рисунок 5.1 – Микроструктуры образцов металла вырезок из стали 13ХФА

Образцы после эксплуатации (№№9, 10 и 11) были вырезаны из промышленных нефтепроводов после их очередного технического диагностирования после 24 месяцев эксплуатации.



Рисунок 5.2 – Вырезки металла труб после эксплуатации – слева направо – 09Г2С, 13ХФА, X56

Причиной вырезки дефектных участков явились коррозионные повреждения труб и обнаруженные в ходе диагностирования хрупкие микротрещины, развивающиеся от коррозионных дефектов – рисунок 5.2.

В таблице 5.2 приведены результаты испытаний низкотемпературных механических свойств, трещиностойкости и коррозионной стойкости исследуемых сталей, а на рисунках 5.3 и 5.4 типичные изломы образцов стали 10Г2ФБ и 13ХФА, разрушенных при испытаниях на ударную вязкость при минус 60 °С и после испытаний на трещиностойкость при минус 20 °С.

Таблица 5.2 – Результаты испытаний металла труб до и после эксплуатации.

Вырезка, №	Мех. свойства при ми- нус 60 °С			СТОД при минус 20 °С, δ_c	$V_{\text{корр. в 5}}$ % NaCl	$V_{\text{корр. в 5 \%}}$ NaCl+CO ₂
	σ_B	$\sigma_{0,2}$	KCV			
	МПа		Дж/см ²	мм	мм 10 ²	
1	605	480	278	0.71	14	63
2	619	500	103	0.12	18	75
3	507	345	118	0.58	10	53
4	513	360	47	0.14	14	58
9	510	357	51	0.18	15	61
5	496	351	134	0.64	8	37
6	504	346	101	0.12	9	42
10	487	297	72	0.20	11	46
7	545	425	129	0.53	16	62
8	548	419	72	0.22	21	73
11	555	422	69	0.19	25	88

Вырезки 1, 3, 5, 7 – со структурой, соответствующей разработанным требованиям, 2,4,6,8 – не соответствующей, 9-11 – выведенных из эксплуатации.

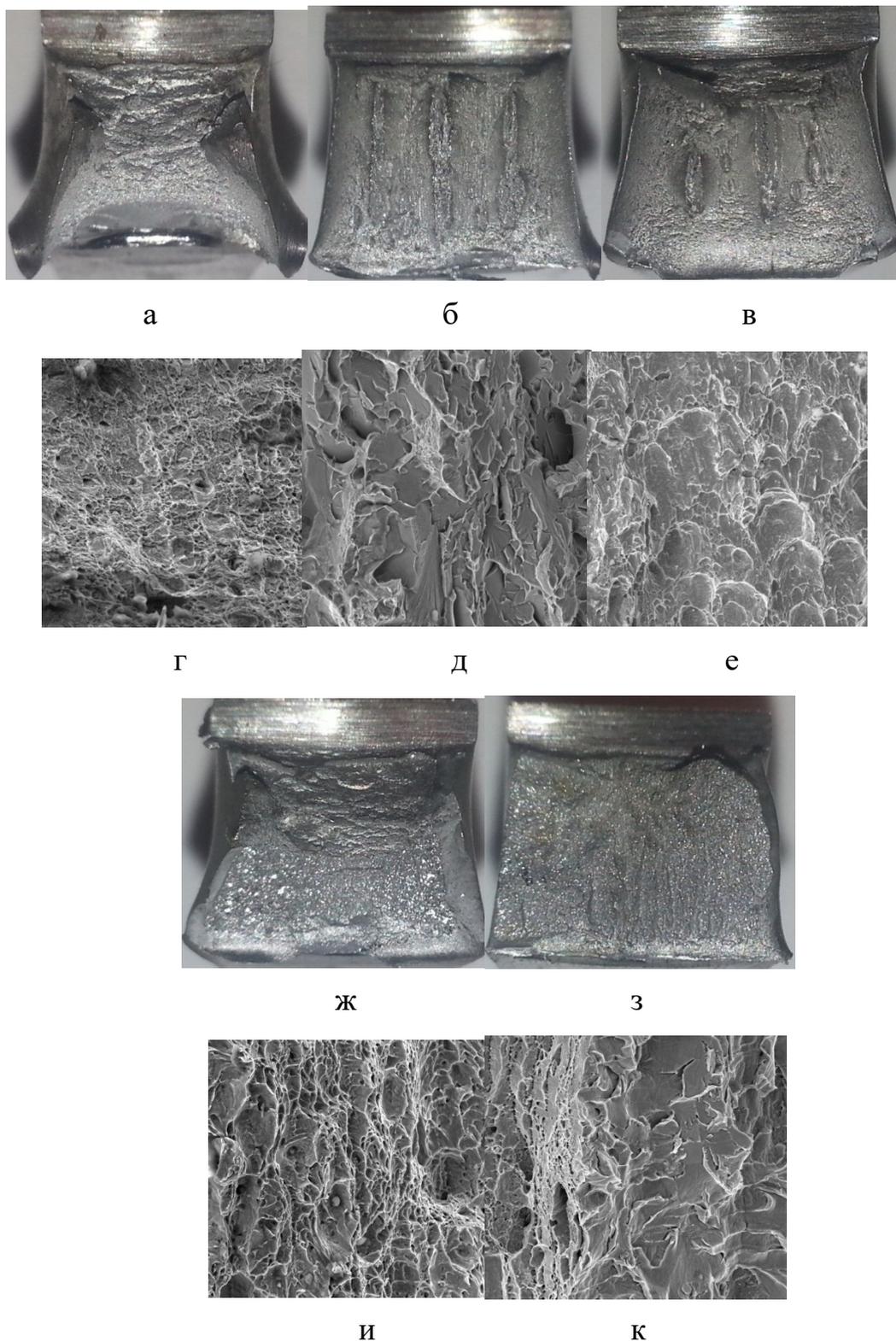


Рисунок 5.3 – Изломы образцов после испытаний на ударную вязкость при минус 60 °С: а-е – сталь 13ХФА (ударная вязкость образцов а - №5.4 – 139 Дж/см²; б - №6.1 – 89 Дж/см²; в - №10.3 – 112 Дж/см²; г,д – сталь 10Г2ФБ: г - №1.5 – 272 Дж/см²; д - №2.4 – 109 Дж/см²

Образцы а-в, ж, з – увеличение х5, г-е, и, к – те же образцы – увеличение х1900

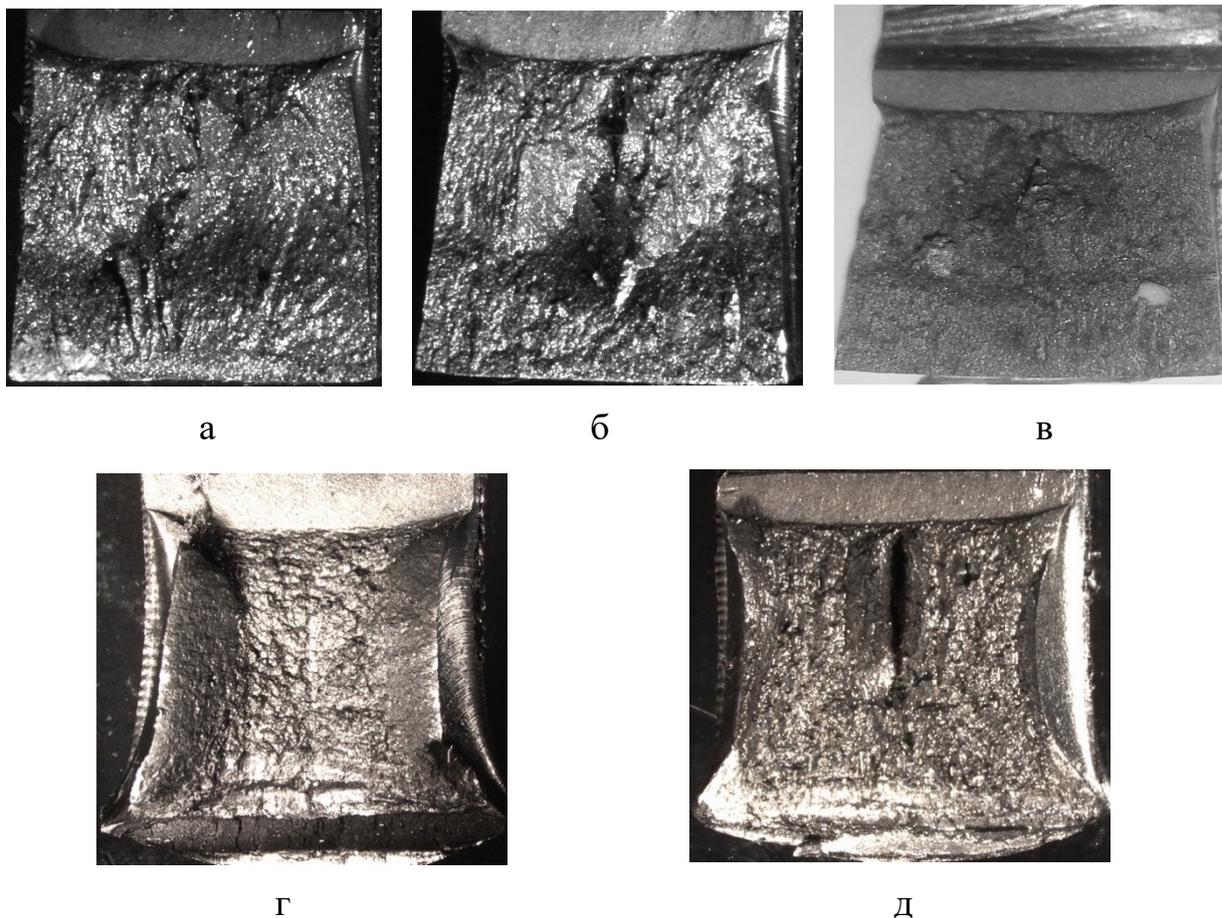


Рисунок 5.4 – Изломы образцов после испытаний на трещиностойкость CTOD при минус 20 °С: а-в – сталь 13ХФА; г, д – 10Г2ФБ. Трещиностойкость образцов, а – 5.11 – $\delta_c = 0,67$ мм, б – 6.12 – $\delta_c = 0,14$ мм; в – 10.14 – $\delta_c = 0,22$ мм; г – 1.14 – 0,75 мм; д – 2.16 – 0,16 мм

В ходе исследований было подтверждено, что при выполнении требований разработанных рекомендаций, трубы из стали 10Г2ФБ обладают повышенным уровнем низкотемпературных механических свойств и коррозионной стойкости, а тенденции к повышению работоспособности и надежности металла труб для регионов Крайнего Севера при условии соблюдения разработанных рекомендаций прослеживается для труб нефтяного сортамента, изготовленных из других марок сталей с феррито-перлитной структурой. Таким образом, по результатам исследований представляется возможным предложить альтернативный путь повышения надежности материалов труб нефтяного сортамента, а именно внедрение в практику разработанных рекомендаций по повышению

объема контроля качества металла. Как показал анализ ситуации компания «Газпром нефть шельф» уже применяет предложенные в работе рекомендации по внедрению дополнительных требований к трубным сталям в своей контрактной документации на поставку труб для регионов Арктики и Крайнего Севера.

5.2 Выводы по главе 5

1. Анализом вырезок из металла труб нефтяного сортамента было подтверждено, что предложенные рекомендации могут быть выполнены на действующем, на отечественных металлургических и трубных заводах оборудования, без каких-либо его технических или технологических реконструкций.

2. Установлено, что исполнение разработанных рекомендаций позволяет повысить низкотемпературные свойства труб нефтепроводов различного назначения, предназначенных для эксплуатации в условиях холодного климата из стали 10Г2ФБ в 2-2,5 раза, трещиностойкости в 3 более раз, повысить их коррозионную стойкость в растворах NaCl и NaCl+CO₂ на 15-25 %.

3. Показано, что предложенные рекомендации можно распространить на иные марки сталей нефтяного сортамента, однако, данное предположение требует дополнительных поверочных исследований.

4. Подтверждено, что при разбраковке труб с учетом разработанных рекомендаций представляется возможным повысить надежность и долговечность трубопроводов различного назначения, эксплуатирующихся в условиях Крайнего Севера, используя те же марки сталей и ту же систему легирования, что и для регионов умеренного климата.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Диссертация представляет собой законченную научно-квалификационную работу, в которой на основании проведения экспертиз разрушения выявлено системное падение трещиностойкости, хладостойкости, коррозионной стойкости материалов труб из низкоуглеродистых легированных сталей сформулированы научно-обоснованные основные требования к материалам труб из низколегированных углеродистых сталей нефтегазовой инфраструктуры для эксплуатации в Северных, Северо-Восточных регионах страны и Арктике.

На основании проведенных исследований было установлено:

1. Анализом поврежденных трубопроводов, что причинами ускоренного выхода из строя труб в северных регионах РФ являются недостаточная трещиностойкость, хладостойкость и коррозионная стойкость металла труб, связанные с несколькими совместно действующими факторами риска. К ним относятся неравномерность структуры (разнозернистость, полосчатость и неметаллические включения). Разнозернистость и полосчатость приводят к возникновению сложнапряженных состояний в структуре металла и сложным зернограничным состояниям; неметаллические включения действуют как концентраторы напряжений, препятствующие движению дислокаций, оказывают влияние на прочность и характер разрушения материала. Также крупные неметаллические включения и возникающие вокруг них зоны коррозионных повреждений провоцируют образование и развитие хрупких трещин.

2. Результатами испытаний вырезок из труб нефтепроводов, изготовленных из стали 10Г2ФБ после наработки 25-40 тыс. часов на ударную вязкость было определено, что низкотемпературная вязкость основного металла различных труб одной марки стали отличается более чем в три раза от 98 Дж/см² до 316 Дж/см², а трещиностойкость уже при минус 20 °С более чем в девять раз – от $\delta_c = 0,09$ мм до 0,73-0,78 мм. Анализом металла труб было установлено, что такие изменения свойств связаны с особенностями структурного состояния металла труб. Средний размер зерен снижается от 15,3 до 6,5 мкм;

фактор разнотерности возрастает более чем два раза с 0,26 до 0,51; полосчатость феррито-перлитной структуры снижается с 4-5 до – 1-2 балла. В металле труб с пониженным уровнем ударной вязкости и трещиностойкости обнаружены крупные неметаллические включения типа Al-Ca-Mg-O и Ca-Al-S-O, размер которых в металле трубы №8 (трубы с минимальными характеристиками вязкости и трещиностойкости) достигает 40 мкм, а количество таких включений не менее 6 шт/мм². Такие неметаллические включения также оказывают влияние на сопротивляемость сульфидному растрескиванию под напряжением – в местах расположения крупных неметаллических включений были обнаружены вспучивания – блистеры, границы вокруг включения растравлены.

3. Анализ текстурных ориентировок показал, что в металле ряда труб отмечается усиление ориентировок текстуры сдвига (110). Наибольшие доли содержания текстурных ориентировок для отражений от серии плоскостей (110) обнаружены в металле труб №№5, 6. В металле труб №№8, 1, 2 доля текстурных ориентировок для отражений от серии плоскостей (110) минимальна.

4. Доказано, что учет структурного и текстурного факторов металла труб при определении их работоспособности в условиях холодных климатических температур и агрессивного воздействия перекачиваемой среды – необходим. Трубы, полностью удовлетворяющие требованиям отечественной и зарубежной нормативно-технической документации и сертифицированные как годные к эксплуатации, в зависимости от состояния структуры и остаточной текстуры прокатки при пониженных температурах могут иметь динамические механические свойства и трещиностойкость, различающиеся в несколько раз.

5. На основании проведенных исследований подтверждена возможность повышения свойств материалов труб путем оптимизации структурного и текстурного состояния. С этой целью рекомендуется ввести в нормативно-техническую и контрактную документацию на поставку труб ответственного назначения для нефтепроводов Арктического и Северного регионов следующие дополнительные требования:

5.1. Включить в объем обязательных сдаточно-приемных испытаний определение полосчатости, фактора разнотекстности, размеров неметаллических включений и остаточной текстуры прокатки металла труб.

5.2. Установить:

- допустимый (рекомендуемый) уровень разнотекстности ограниченный фактором разнотекстности – не менее 0,45:
- допустимый (рекомендуемый) уровень полосчатости балл 2 (ряд А, шкала 3, ГОСТ 5640)
- рекомендуемый уровень доли содержания текстурной ориентировки для отражений от серии плоскостей (110) не менее 6-8 %.

6. Действенность разработанных рекомендаций и сделанные в работе выводы о взаимосвязи металлургического качества труб и их работоспособностью в условиях Арктики, Крайнего Севера и Сибири была проверена на вырезках из повреждённых труб, изготовленных из труб других марок феррито-перлитных сталей – 09Г2С, 13ХФА, Х56, а также на трубных заготовках этих сталей и стали 10Г2ФБ.

7. Разработанные рекомендации были использованы при формировании требований к трубной продукции, предназначенной для эксплуатации в Арктическом регионе ПАО «Газпром нефть».

8. Перспективы разработки данной тематики включают исследования, с целью определения критериев надежности для объектов нефтегазовой инфраструктуры в новых регионах, основанных на установлении взаимосвязи между структурной неоднородностью и широким перечнем параметров эксплуатации, таких как характер течения транспортируемой продукции с учетом распределения фазового состава, напряжённо-деформированное состояние трубопровода, циклические механические нагрузки. Сформированные по результатам диссертационного исследования зависимости влияния структурной неоднородности на низкотемпературные механические свойства и трещиностойкость металла трубопроводов, эксплуатируемых в Арктическом регионе, будут востребованы при проектировании и выборе материалов трубопроводных транспортных сис-

тем. Установленные закономерности взаимосвязи структурной неоднородности и работоспособности сталей, эксплуатирующийся при пониженных климатических температурах, будут рекомендованы в качестве учебных пособий студентам бакалавриата и магистратуры направления «проектирование и эксплуатация газонефтепроводов, газонефтехранилищ».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Анастасиади, Г.П. Неоднородность и работоспособность стали / Г.П. Анастасиади, М.В.Сильников. – СПб: Полигон, 2002. – 623 с.
2. Багмет, О.А. Формирование оптимальных структур и свойств при проведении контролируемой прокатки трубных сталей, содержащих ниобий: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Багмет О. А. – М., 2007. – 24 с.
3. Бахарева, В.Е. Углепластики для деталей и узлов трения оборудования, работающего в условиях Арктики и Крайнего Севера / В.Е. Бахарева, А.С. Орыщенко – СПб.: АНО ЛА «Профессионал», 2017. – 264 с.
4. Беликов, С.В. Изучение структуры неметаллических включений в стали марки 13ХФА и их влияния на инициирование процессов питтингообразования / С.В. Беликов, Сергеева К.И., Карабаналов М.С., Россина Н.Г., Попов А.А. // *Фундаментальные исследования*. – 2012. – № 11-2. – С. 367-372;
5. Бельченко, Г.И. Основы металлографии и пластической деформации / Г.И. Бельченко, С.И. Губенко. – Донецк: Вища школа, 1989. – 240 с.
6. Бернштейн, М.Л. Механические свойства металлов. / М.Л. Бернштейн, М.А. Займовский. – М.: Металлургия, 1979.
7. Богатко, Л.Г. Защита химического оборудования неметаллическими покрытиями / Богатко Л.Г., Булатов А.С., Моисеев В.Б. и др. – М.: Химия, 1989. 288 с.
8. Богоявленский, В.И. Схема освоения морских месторождений нефти и газа Арктики / В.И. Богоявленский, Н.П. Лаверов // *Морской сборник*. – 2012. – №6. – С. 50 – 58.
9. Бодяев, Ю.А. Применение технологии контролируемой прокатки при производстве рулонной стали для нефтепроводных труб класса прочности до К65 / Ю.А. Бодяев, В.И. Столяров, Ю.Д. Морозов, С.Ю. Настич, В.Л. Корнилов, И.И. Лубе // *Металлург*. – 2006. – №8. – С. 63-67.
10. Бутова, Т.В. Зарубежный опыт принятия государственных решений в области энергоэффективности / Т.В. Бутова, О.В. Панина // *Трубопроводный транспорт: теория и практика*. – 2011. – №4 (26). – С. 55-59.

11. Бутусова, Е.Н. Разработка метода определения поврежденности трубных сталей на ранних стадиях разрушения при коррозионном растрескивании под напряжением: дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Бутусова Елена Николаевна. – Нижний Новгород, 2019. – 141 с.
12. Вайшток, С.М. Трубопроводный транспорт нефти / С.М. Вайшток, В.В. Новоселов, А.Д. Прохоров; под общ.ред. С.М.Вайштока. – М.: Недра-Бизнецентр, 2008. – 621 с.
13. Вернер, Р. Измельчение зерна при горячей деформации / Р. Вернер // Черные металлы. – 1969. – №17. – С. 34-44.
14. Голи-Оглу, Е.А. Влияние режимов термомеханической обработки на структурное состояние горячедеформированного аустенита и свойства трубных сталей: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Е.А. Голи-Оглу – М., 2012. – 22 с.
15. Голод, В.М. Анализ и прогнозирование дендритной неоднородности, возникающей в стальных отливках при кристаллизации / В.М. Голод, А.С. Цветков, И.В. Теплухина, К.Д. Ле // Литейное производство. – 2020. – № 9. – С. 17-22.
16. Гоник, А.А. Коррозия нефтепромыслового оборудования и меры ее предупреждения / А.А. Гоник – М.: Недра, 1976. 192 с.
17. Горбатенко, В.П. Особенности влияния химического состава на механические свойства трубных сталей категории прочности К60 в зависимости от температуры чистовой прокатки листов / В.П. Горбатенко, С.В. Петрущак // Сталь. – 2018. – №2. – С. 37-42.
18. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик. – М.: Металлургия, 1978. – 556 с.
19. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М. Изд-во стандартов, 1984.
20. ГОСТ 4543-2016.Metalлопродукция из конструкционной легированной стали. – М. Изд-во стандартов, 2016.

21. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 1983.01.01. – М: Изд-во стандартов, 1983. – 21 с.
22. ГОСТ 5640. Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты. – М. Изд-во стандартов.
23. ГОСТ 6996-66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств. – М. Изд-во стандартов, 1966.
24. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженной, комнатной и повышенной температурах. – М. Изд-во стандартов, 1978.
25. ГОСТ ISO 3183-2015. Трубы стальные для трубопроводов нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия. – М. Изд-во стандартов, 2009.
26. Гроховский, В.И. Возможности цифровой микроскопии в металлографии / В.И. Гроховский // Цифровая микроскопия: Материалы школы-семинара. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2001. – С. 18–20.
27. Губенко, С.И. Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
28. Гужов, С.С. Как ищут и добывают нефть и газ / С.С. Гужов. – М.: Недра, 1973. – 144 с.
29. Гуляев, А.П. Серебренников Л.Н. // Металловедение и термическая обработка металлов. -1977. -№4. - с. 2.
30. Дадонов, Ю.А. Оценка риска аварий на магистральных нефтепроводах КТК-Р и БТС / Ю.А. Дадонов, М.В. Лисанов, А.И. Гражданкин, А.С. Печеркин, В.И. Сидоров, Д.В. Дегтярев, С.И. Сумской // Безопасность труда в промышленности. – 2002. – №6. – С. 2 – 6.
31. Дельгадо Рейна, С.Ю. Формирование субмикроструктурного состояния при термомеханической обработке низкоуглеродистых сталей и стальных композитов: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / С.Ю. Дельгадо Рейна – Екатеринбург, 2014. – 168 с.

32. Дуб, А.В. Влияние структурной неоднородности на физико-механические характеристики трубных сталей / А.В. Дуб, Т.В. Морозова, С.И. Марков, Дуб В.С. // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2008. – № 5. – С. 49-52.

33. Елкин, П.А. Проблемы развития предприятий трубной отрасли России в условиях финансового кризиса / П.А. Елкин // Региональная экономика: теория и практика. – 2010. – № 34 (169). – С. 54-61.

34. Емельюшин, А.Н. Исследование свариваемости высокопрочной трубной стали класса прочности К56 / А.Н. Емельюшин, А.Б. Сычков, М.А. Шекшеев // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2012. – №3. – С. 26-30.

35. Ермаков, Б.С. Влияние технологических факторов на формирование свойств металла труб магистральных нефтепроводов / Б.С. Ермаков, Н.О. Шапошников // Металлург. – 2018. – №8(62). – С. 39–43.

36. Ермаков, Б.С. Исследование кристаллографической текстуры трубной стали / Б.С. Ермаков, А.А. Альхименко, Н.О. Шапошников, А.С. Цветков, А.В. Широков // Письма о материалах. – 2020. Т. 10. № 1 (37). – С. 48-53.

37. Ермаков, С.С. Физика металлов и дефекты кристаллического строения / С.С. Ермаков. – Л.: ЛГУ, 1989. - 280 с.

38. Ерофеева, Л.В. Трубный рынок. Трубы для сухопутных и морских магистральных трубопроводов высокого давления / Ерофеева, Л.В. // Трубопроводный транспорт: теория и практика. – 2007. – № 2 (8). – С. 26-38.

39. Ефименко, С.П. Пути интенсификации технологии упрочнения проката / С.П. Ефименко, М.Л. Бернштейн // Сталь. – 1986. – №4. – С. 69–75.

40. Завьялов, В.В. Проблемы эксплуатационной надежности трубопроводов на поздней стадии разработки месторождений / В.В. Завьялов. – М. ВНИИОЭНГ, 2005. – 331 с.

41. Зайцев, А. И., Родионова И. Г., Мальцев В. В. и др. Природа и механизмы образования в стали коррозионно-активных неметаллических включений. Пути обеспечения чистоты стали по этим включениям. Коррозионно-

активные неметаллические включения в углеродистых и низколегированных сталях. М.: Metallurgizdat, 2005.

42. Зайцев, А.И. Источники возникновения в стали коррозионно-активных неметаллических включений и пути предотвращения их образования / А.И. Зайцев, И.Г. Родионова, В.В. Мальцев и др. // *Металлы*. – 2005. – №2. – С. 3–11.

43. Инструкция по применению стальных труб в газовой и нефтяной промышленности. – М.: РАО «Газпром», 1996.

44. ИСО 3183-2007. Нефтяная и газовая промышленность. Трубы стальные для трубопроводных транспортных систем.

45. Казаков, А.А. Неметаллические включения и структурная неоднородность в стали: природа, оценка, управление / А.А. Казаков // Научно-практический семинар «Современные методы анализа материалов и биологических объектов». ЦКП «Арктика», г. Санкт-Петербург 26-27 февраля 2014 г.

46. Казанков, А.Ю. Влияние структурных особенностей углеродистых и низколегированных сталей на их коррозионную стойкость в водных средах: дис. ...канд. техн. наук: 05.16.01 / А. Ю. Казанков – Москва, 2016.

47. Кац, Н.Г. Химическое сопротивление материалов и защита оборудования нефтегазопереработки от коррозии: учебное пособие / Н.Г. Кац, В.П. Стариков, С.Н. Парфенова. – М.: Машиностроение, 2011. – 436 с.

48. Кашковский, Р.В. Ибатулин К.А. Научно-технические аспекты коррозионного разрушения промысловых металлоконструкций в присутствии углекислого газа: Обзор. // *Коррозия: материалы и защита* №11.-2016. – с.1-15.

49. Киношита, Х. Развитие технологии регулирования охлаждения при прокатке толстых листов ОАО «Черметинформация» / Х. Киношита, Т. Вада, Р. Андо и др. // *Новости черной металлургии за рубежом*. – 2005. – № 3. – С. 44–49.

50. Кожухова, О.С. Нефтегазовый комплекс России: состояние и направления развития / О.С. Кожухова // *Вопросы экономики и права*. – 2011. – №7. – С. 174-177.

51. Колбасников, Н.Г. Исследование влияния неравномерности температурного поля раската на характер напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации при прокатке толстого листа / Н.Г. Колбасников, И.А. Шишов, А.М. Корчагин, А.А. Беляев // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. – 2013. – № 4-1. – с. 183-192.

52. Коликов, А.П. Развитие производства стальных труб / А.П. Коликов, Л.А. Кондратов // Металлург. – 2008. – № 2. – С. 11-16.

53. Коликов, А.П. Современное состояние и проблемы трубного производства России / А.П. Коликов, Ф.Д. Нуриахметов // Сталь. – 2001. – №1. – С. 50-54.

54. Кузнецов, В.В. Сравнительный анализ статистических данных по аварийности на магистральных трубопроводах в России и в Западной Европе / В.В. Кузнецов, А.А. Ляпин, Р.Е. Монахов // Нефть, Газ и Бизнес. – 2007. – № 1-2. – С. 49-56.

55. Кушнарченко, В.М. Анализ причин отказов оборудования и трубопроводов / В.М. Кушнарченко, В.С. Репях, Е.В. Кушнарченко, Е.Ю. Чирков // Вестник ОГУ. – 2010. – Т. 116. – №10. – С. 153-159.

56. Лаверов, Н.П. Фундаментальные аспекты освоения нефтегазовых ресурсов Арктического шельфа России / Н.П. Лаверов, А.Н. Дмитриевский, В.И. Богоявленский // Арктика: экология и экономика. 2011. – №1. – С. 26 – 37.

57. Литвиненко, Д.Ф. Качество ферритно-бейнитной стали X70 для сварных труб мощных арктических газопроводов / Д.Ф. Литвиненко, В.У. Чу, С.В. Ли, О.Н. Чевская // Сталь. – 1996. – № 7. – С. 48–52.

58. Макаров, Г.И. Нормативные требования к вязкости разрушения трубных сталей / Г.И. Макаров // Сварочное производство. – 2010. – № 5. – С. 36-39.

59. Малахов, Н.В. Структурная неоднородность и методы ее снижения для повышения качества конструкционных сталей / Н.В. Малахов, Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова, А.А. Казаков // Вопросы материаловедения. – 2009. №3(59). – С. 52-64.

60. Матросов, Ю.И. Сталь для магистральных газопроводов / Ю.И. Матросов, Д.А. Литвиненко, С.А. Голованенко. – М.: Металлургия, 1989. – 289 с.
61. Методика проведения испытаний различных марок сталей и чугунов на общую коррозию в лабораторных условиях. – Методика ЗАО «НИПЦ «НефтеГазСервис». – № 966813-006-593377520-2014.
62. Морозов, Ю.Д. Состояние и перспективы развития сталей для труб большого диаметра в России / Ю.Д. Морозов, Ю.Д. Матросов // И.П. Бардин и металлургическая наука / Сб. научных тр. — М.: Металлургиздат, 2003. — 328 с., С. 193-212.
63. Морозов, Ю.Д. Стали для труб магистральных трубопроводов: состояние и тенденции развития / Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон // Металлург. – 2006. – № 5. – С. 53-58.
64. Морозов, Ю.Д. Разработка и технологический процесс производства трубных сталей в XXI веке / Ю.Д. Морозов, Ю.И. Матросов, А.С. Болотов и др. // Сталь. – 2001. – № 4. – С. 58-62.
65. Морозова, Т.В. Влияние технологии производства стали на однородность структуры и загрязненность неметаллическими включениями с целью повышения надежности магистральных трубопроводов: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.02 / Морозова Татьяна Васильевна. – М., 2012. – 23 с.
66. Нарусова, Е.Ю. Замедленное разрушение высокопрочной арматурной проволоки из стали 85 / Е.Ю. Нарусова, Г.А. Филиппов // Транспортное строительство. – 1991. – № 4. – С. 30–32.
67. Нижельский, Д.В. Использование ускоренного охлаждения при термомеханической прокатке для экономного легирования стали класса прочности К60 (Х70) / Д.В. Нижельский, А.А. Науменко, Ю.Д. Морозов и др. // Металлург. – 2013. – №8. – С. 63-69.
68. Одесский, П.Д., Ведяков И.И. Ударная вязкость сталей для металлических конструкций. –М.: Интермет Инжиниринг, 2003.

69. Оценка стойкости против общей коррозии по величине плотности тока насыщения при потенциостатической выдержке образца в модельной среде. – Стандарт предприятия ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина». – СТО 001 90242–001–2008.

70. Паспорт Программы инновационного развития ПАО «Газпром нефть» до 2025 года. – СПб.: ПАО «Газпром нефть», 2017. – 28 с.

71. Паспорт Программы инновационного развития ПАО «Газпром» до 2025 года. – М.: ПАО «Газпром», 2016. – 77 с.

72. Паспорт Программы инновационного развития ПАО «НК «Роснефть» на 2016-2020 г.г. с перспективой до 2030 года. – М.: ПАО «НК «Роснефть», 2011. – 16 с.

73. Персиянцев, М.Н. Добыча нефти в осложненных условиях / М.Н. Персиянцев. – М.: Недра–Бизнесцентр, 2000. – 653 с.

74. Петел, Д. Создание сталей для магистральных трубопроводов за последние десятилетия / Д. Петел, К. Хулка // Прогрессивные толстолистовые стали для газопроводных труб большого диаметра и металлоконструкций ответственного назначения. Сборник докладов международной научно-технической конференции «Азовсталь-2002». – С. 34-42.

75. Подольский, Ю.В. Возможное развитие нефтегазового комплекса России до 2030 года / Ю.В. Подольский // Нефтегазовая геология. Теория и практика. – 2008. – №4 (3). – С.84-96.

76. Полецков, П.П. Исследование влияния режимов контролируемой прокатки трубной стали на структурное состояние горячедеформированного аустенита / П.П. Полецков, М.С. Гущина, Д.Ю. Алексеев и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2018. – №16 (3). – С. 67-77. – DOI: 10.18503/1995-2732-2018-16-3-67-77.

77. Постановление Правительства РФ от 07.12.1996 № 1469 «О федеральной целевой программе создания высокотехнологичных установок, машин и оборудования для морской добычи нефти, газа и освоения углеводородных месторождений на континентальном шельфе Арктики».

78. Постановление правительства РФ от 21 апреля 2014 г. № 366 «Об утверждении государственной программы Российской Федерации «Социально-экономическое развитие Арктической зоны Российской Федерации на период до 2020 года».

79. Приказ № 1969 от 18.09.2008 г. «Основы государственной политики Российской Федерации в Арктике на период до 2020 года и дальнейшую перспективу».

80. Пумпянский, Д.А. Методы упрочнения трубных сталей / Д.А. Пумпянский, И.Ю. Пышминцев, В.М. Фарбер // Сталь. – 2005. – № 7. – С. 67–74.

81. Реформатская, И.И., Родионова И.Г., Бейлин Ю.А., Нисельсон Л.А., Подобаев А.Н. Роль неметаллических включений и микроструктуры в процессе локальной коррозии углеродистых и низколегированных сталей. Защита металлов, 2004, том 40, №5, стр. 498-504.

82. Реформатская, И.И. Роль неметаллических включений и микроструктуры в процессе локальной коррозии углеродистых низколегированных сталей / И.И. Реформатская [и др.] // Защита металлов. 2004. № 45. С. 498...504.

83. Рингинен, Д.А. Формирование однородной структуры при термомеханической обработке в условиях стана 5000 и стабильность ударной вязкости и хладостойкости трубных сталей классов прочности X80 и X100: дис. ...канд. техн. наук: 05.16.01 / Рингинен Дмитрий Александрович. – Москва, 2015. – 141 с.

84. Родионова, И.Г. О роли неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов из углеродистых и низколегированных сталей / И.Г. Родионова, О.Н. Бакланова, А.И. Зайцев // Металлы. 2004. № 2.

85. Родионова, И.Г., Бакланова О. Н., Филиппов Г. А. и др.: Роль неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов и других видов металлопродукции и оборудования из углеродистых и низколегированных сталей / Сб. трудов "Коррозионно-

активные неметаллические включения в углеродистых и низколегированных сталях". М.: Metallurgizdat, 2005.

86. Родионова, И.Г. Современные подходы к повышению коррозионной стойкости и эксплуатационной надежности сталей для нефтепромысловых трубопроводов/ И.Г. Родионова, А.И. Зайцев, О.Н. Бакланова и др. – М: Metallurgizdat, 2012. – 172 с.

87. Рудской, А.И. Физическое и математическое моделирование формирования структуры и свойств сталей при горячей прокатке. Разработка современных технологий горячей прокатки сталей с гарантируемым уровнем механических свойств / А. И. Рудской, Н. Г. Колбасников // Инновационные технологии в металлургии и машиностроении: материалы 6-й международной молодежной научно-практической конференции «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении. Уральская научно-педагогическая школа имени профессора А. Ф. Головина» [Екатеринбург, 29 октября - 1 ноября 2012 г.]. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. – С. 331-344.

88. Рыбаков, А.А. Трещины в сварных соединениях труб большого диаметра и меры их предупреждения / А.А. Рыбаков, Т.Н. Филипчук, Л.В. Гончаренко // Автоматическая сварка. – 2013. – № 4. – С. 16-22.

89. Рыбин, В.В. Высокопрочные стали для магистральных трубопроводов / В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, В.И. Хлусова, В.В. Орлов, Е.Х. Шахпазов, Ю.Д. Морозов, С.Ю. Настич, М.Ю. Матросов // Вопросы материаловедения. – 2009. – №3. – С. 127–137.

90. Синяк, Ю.В. Топливо-энергетический комплекс России: возможности и перспективы / Ю.В. Синяк, А.С. Некрасов, С.А. Воронина, В.В. Семикашев, А.Ю. Колпаков // Проблемы прогнозирования. – 2013. – №1. – С. 4-21.

91. Смирнов, Л.А. Расширение производства и применения ванадия для микролегирования сталей. Проблемы производства и применения сталей с ванадием / Л.А. Смирнов. – Екатеринбург: УрО РАН, 2007. – 7-39 с.

92. СНиП 2.05.06–85. Магистральные трубопроводы.

93. Соколов, В.А. Химический состав нефтей и природных газов в связи с их происхождением / В.А. Соколов, М.А. Бестужев, Т.В. Тихомолова. – М.: Недра, 1972. – 276 с.
94. Солнцев, Ю.П. Металлы и сплавы / Ю.П. Солнцев, Б.С. Ермаков и др. – Справочник. Под общей редакцией Ю.П. Солнцева. – СПб. Профессионал, 2005. – 998 с.
95. Солнцев, Ю.П. Ресурс материалов низкотемпературных конструкций / Ю.П. Солнцев, Б.С. Ермаков. – СПб.: ХИМИЗДАТ, 2006. – 512 с.
96. Соя, С.В. Влияние режимов термомеханической обработки на формирование феррито-бейнитной микроструктуры и свойства рулонного проката из низколегированных трубных сталей: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Соя Сергей Владимирович. – М., 2012. – 24 с.
97. Столхейм, Д.Дж. Современные схемы легирования и практика производства высокопрочных сталей для магистральных нефтегазопроводов. Часть I / Д.Дж. Столхейм // *Металлург.* – 2013. – №11. – С. 53-66.
98. Стратегия развития Арктической зоны Российской Федерации и обеспечения национальной безопасности на период до 2020 года» от 8 февраля 2013 г. 145 с.
99. Сыч, О.В. Особенности формирования структуры и свойств стали 10Г2ФБ после горячей пластической деформации / О.В. Сыч, А.А. Круглова, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // *Сталь.* – 2013. – №1. – С. 56-62.
100. Тазов, М.Ф. Исследование неоднородности механических свойств и микроструктуры по толщине листа стали категории прочности К65, изготовленного способом термомеханической обработки / М.Ф. Тазов, Д.С. Цветков, Т.В. Горощко // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* – 2013. – №2. – С. 72-77.
101. Технические требования к трубам для магистрального газопровода Бованенково-Ухта. – М.: ОАО «Газпром», 2008. – 26 с.

102. ТУ 14-1-5506-2005. Прокат рулонный из низколегированной стали для электросварных спиралешовных труб класса прочности К42-К60 диаметром 530-1220 мм. – М.: ЦССМ ФГУП ЧерМет им. И.П. Бардина, 2005.

103. ТУ-14-3Р-55-2001. Трубы стальные бесшовные для паровых котлов и трубопроводов.

104. Указ Президента РФ от 23 мая 1996 г. № 765 «О создании промышленно-производственной базы по освоению углеводородных месторождений на континентальном шельфе Арктики».

105. Устиновщиков, Ю.И. Природа отпускной хрупкости сталей / Ю.И. Устиновщиков, О.А. Банных. – М.: Наука, 1984. 240 с.

106. Федосеева, Е.М. Влияние структуры и неметаллических включений на свойства сварных швов из стали Х65 / Е.М. Федосеева // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2015. – Т. 17. – № 4. – С. 76-88.

107. Филиппов, В.В. Эксплуатационная надежность металлических конструкций и сооружений производственных зданий в экстремальных условиях Севера / В.В. Филиппов, Т.А. Корнилов, Ф.Ф. Посельский, А.А. Собакин, А.В. Рыков; под ред. чл.-корр. РАН. В.В. Филиппова. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2012. – 436 с.

108. Франтов, И.И. Влияние легирования на свойства трубных сталей и проблемы их свариваемости / И.И. Франтов, Т.С. Киреева, В.И. Столяров, А.В. Назаров, А.Г. Закурдаев // Сталь. – 1986. – № 11. – С. 68–72.

109. Хулка, К. Тенденции разработки сталей для труб большого диаметра / К. Хулка, П. Петерс, Ф. Хайстеркамп // Сталь. – 1997. – №10. – С.62-67.

110. Цветков, А.С. Анализ кинетики динамической и постдинамической рекристаллизации в новой радиационно-стойкой аустенитной стали / А.С. Цветков, Т.В. Князюк, И.В. Теплухина, Н.С. Новоскольцев // Metallurgy машиностроения. – 2020. – № 5. – С. 9-15.

111. Чучкалов, М.В. Разработка методов выявления, торможения и предотвращения коррозионного растрескивания под напряжением на магистральных газопроводах: автореф. дис. ... докт. техн. наук: 25.00.19 / Чучкалов Михаил Владимирович. – Уфа, 2015. – 51 с.

112. Шаповалов, В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов. - М.: Металлургия, 1982. – 232 с.

113. Шапошников, Н.О. Особенности разрушения сталей, эксплуатируемых в сероводородсодержащих средах / Н.О. Шапошников, Е.Л. Алексеева // Инженерная практика. – 2017. – № 12. – С. 56-60.

114. Шапошников, Н.О., Исследование влияния прокатки на работоспособность металла трубных сталей в условиях низких температур / Н.О. Шапошников, Ю.С. Гарбузова, А.Р. Мухаметшина, Т.А. Жужгина // Материалы XIV Всерос. науч.-техн. конф. Проблемы разработки месторождений углеводородных и рудных полезных ископаемых: (г. Пермь, 9–12 ноября 2021 г.): в 2 т. – Пермь – Екатеринбург, 2021, С. 454-458.

115. Шапошников, Н.О., Оценка качества бурильных труб с использованием комплексной методики материаловедческих, механических, коррозионных и триботехнических исследований / Н.О. Шапошников, А.А. Альхименко, В.А. Яхимович, М.К. Куракин, О.В. Швецов, М.А. Ковалев, Е.Л. Алексеева, Б.А. Шемякинский, А.Д. Бреки, О.В. Кузовлева, А.Е. Гвоздев, С.Г. Чулкин, Ю.А. Фадин, О.В. Толочко // Тула: Изд-во ТулГУ. - 2019. - 134 с.

116. Шапошников, Н.О., Комплексная оценка качества стальных бурильных труб / Н.О. Шапошников, А.А. Альхименко, В.А. Яхимович, М.К. Куракин, О.В. Швецов, М.А. Ковалев, Е.Л. Алексеева, Б.А. Шемякинский, А.Д. Бреки, О.В. Кузовлева, А.Е. Гвоздев, С.Г. Чулкин, Ю.А. Фадин, О.В. Толочко, А.Е. Гвоздев // Тула: Изд-во ТулГУ. - 2019. – 138 с.

117. Шапошников, Н.О., Коррозионная стойкость стальных свайных опор в морской воде / Н.О. Шапошников, А.А. Альхименко, И.Е. Коллюшев, А.А. Харьков, А.С. Цветков // ISSN:1813-7016. Коррозия: материалы, защита, №2. – с. 16-20, 2020

118. Шапошников, Н.О., Давыдов, А.Д., Альхименко, А.А., Харьков А.А./ Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ

№ 2019663575 // Программа для выбора марки стали или сплава по заданным параметрам. - Правообладатель: «ФГАОУ ВО СПбПУ» (RU)

119. Штремель, М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. Разрушение. Издание 2-е. - М.: МИСиС, 1999.

120. Штремель, М.А., Кудря А.В. Качество стали. Сталь на рубеже столетий. Под ред. Ю.С. Карабасова. - М.: МИСиС, 2001. – 664 с.

121. Эндель, Н.И. Структурные факторы коррозионной стойкости сталей для нефтепромысловых трубопроводов: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Эндель Наталья Иосифовна. – Москва, 2011. – 28 с.

122. Энергетическая стратегия России на период до 2030 года (утв. распоряжением Правительства РФ от 13 ноября 2009 г. N 1715-р).

123. Эфрон, Л.И. Влияние режимов контролируемой прокатки на структуру и свойства микролегированных сталей для труб большого диаметра / Л.И. Эфрон, Ю.Д. Морозов, Е.А. Голи-Оглу // *Металлург.* – 2011. – №1. – С. 69-74.

124. Эфрон, Л.И. *Металловедение в «Большой металлургии».* Трубные стали / Л.И. Эфрон. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.

125. Эфрон, Л.И. *Металловедческие основы получения хладостойких трубных сталей путем высокотемпературной контролируемой прокатки* / Л.И. Эфрон, В.И. Ильинский, А.В. Голованов, Ю.Д. Морозов // *Сталь.* – 2003. – №6. – С. 69-72.

126. Юдин, П.Е. Причины разрушения, методы оценки качества и идентификации состава внутренних антикоррозионных полимерных покрытий нефтепроводных труб: дис. ...канд. техн. наук: 05.16.09 / Юдин Павел Евгеньевич. – Самара, 2014. – 238 с.

127. Явойский, В.И., Рубенчик Ю.И., Окенко А.П. Неметаллические включения и свойства стали. – М.: Металлургия, 1980. – 176 с.

128. Ягубов, Э.З. Разработка принципов обеспечения конструктивной надежности нефтегазопроводных систем на основе коррозионностойких композитных труб: автореф. дис. ...докт. техн. наук: 25.00.19 / Ягубов Эмин Зафароглы. – Ухта, 2012. – 41 с.

129. Якушев, Е.В. Исследование и разработка экономнолегированной трубной стали класса прочности К60 для стана 2800 ОАО «Уральская сталь»: дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Якушев Евгений Валерьевич. – М, 2014. – 156 с.

130. Ablad, R. Combined effect of Nb and Ti on the recrystallization behavior of some HSLA steels / R. Ablad, B. Lopez, I. Gutierrez // *Microalloying in Steels. Proceedings of the International conference (Donostia–San Sebastian, Basque Country, Spain, 7–9 September, 1998)*. – P. 167–176.

131. Akben, M.G. Influence of multiple microalloy addition on the flow stress and recrystallization behavior of HSLA steels. HSLA steels. Technology and Applications / M.G. Akben, J.J. Jonas // *Proceedings of the International Conference on Technology and Applications of HSLA steels (Philadelphia, Pennsylvania, 3–6 October, 1983)*. – P. 149–162.

132. **Alkhimenko, A.A. Several erosion test results of means of sand control / A.A. Alkhimenko, N.O. Shaposhnikov, B.A. Shemyakinsky, A.S. Tsvetkov // E3S Web Conf. – 2019. – № 121. – ID. 03005. – DOI: 10.1051/e3sconf/201912103005.**

133. API Spec. 5L / ISO 3183:2009. Нефтегазовая промышленность – Трубы стальные для трубопроводных транспортных систем. Технические условия на трубы для трубопроводов. – USA, Dallas: Отдел разведки и добычи. – изд. 42, 2000.

134. ASTM E 647-00. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates.

135. Barbosa, R. The influence of chemical composition on the recrystallization of microalloyed steels. HSLA steels / R. Barbosa, F. Boratto, S. Yue, J.J. Jonas // *Proceedings of an International Symposium on Processing, Microstructure and Properties of HSLA steels (Pittsburg, Pennsylvania, November 3–5, 1987)*. – P. 51–62.

136. Barraza-Fierro, J.I. Steel microstructure effect on mechanical properties and corrosion behavior of high strength low carbon steel / J.I. Barraza-Fierro, B. Campillo-Illanes, X. Li, H. Castaneda // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2014. – №9 (45). – P. 3981-3994. – DOI: 10.1007/s11661-014-2320-3.

137. Brown, E.L. The microstructure of hot rolled high strength low alloy steel austenite / E.L. Brown, A.J. De Ardo // Conference on hot deformation of austenite, London. – 1977. – P. 250–285.

138. BS 7448-1. Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic materials.

139. De Ardo, A.J. Metallurgical basis for the thermomechanical processing of microalloyed steels / A.J. De Ardo // Thermomechanical processing of steels. Church Hous Conference (London, UK, 24–26 May, 2000). – v.1. – P. 309–321.

140. DIN EN ISO 15653-2010. Metallic materials — Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds.

141. **Ermakov, B.S. Effect of production factors on main oil pipeline pipe metal property formation / B.S. Ermakov, N.O. Shaposhnikov // Metallurgist. – 2018. – № 62 (7-8). – P. 766-771. – DOI: 10.1007/s11015-018-0718-7.**

142. Fernandez, A.I. Effect of course γ grain size on the dynamic and static recrystallization during hot working in microalloyed Nb and Nb–Ti steels / A.I. Fernandez, R. Ablad, B. Lopez, J.M. Rodrigues–Ibabe // Microalloying in Steels. Proceedings of the International conference (Donostia–San Sebastian, Basque Country, Spain, 7–9 September, 1998). – P. 135–142.

143. Gladman, T. The physical metallurgy of microalloyed steels / T. Gladman. – London: Institute of Materials, 1997. – 615 p.

144. Hulka, K. Low Carbon Steels for the 90's / K. Hulka, F. Heisterkamp // TMS. Warrendale (PA). – 1993. – P. 211–218.

145. Hutchinson, B. Microstructure development during cooling of hot rolled steels / B. Hutchinson // Thermomechanical processing of steels (Church House Conference Centre, London, UK, 24–26 May, 2000). – P. 233–244.

146. Karjalainen, L.P. Effects of strain rate changes and strain path on flow stress and recrystallization kinetics in a Nb bearing microalloyed steels / L.P. Karjalainen, P. Peura, D.A. Porter // Thermomechanical Processings of Steels. Church House Conference (London, UK, 24–26 May, 2000). – v.1. – P. 309–321.

147. Kozasu, I. Hot rolling as a high temperature thermo-mechanical process / I. Kozasu, C. Ouchi, T. Sampei, T. Okita // *Microalloying 75. History and theory.* New York. – 1977. – P. 120–135.

148. Kwon, O. Suppression of static recrystallization by Nb (CN) precipitation in HSLA steels / O. Kwon, A.J. De Ardo // *Proceedings of an International Symposium on Processing, Microstructure and Properties of HSLA steels (Pittsburg, Pennsylvania, November 3–5, 1987).* – P. 63–68.

149. Lamberigts, M. Mechanism operative during hot rolling and cooling of HSLA steels / M. Lamberigts, T. Greday // *Conf. On Hot rolling deformation of Austenite (London, 1977).* – P. 286–305.

150. Manohar, P.A. Continuous Cooling Transformation Behavior of High Strength Microalloyed Steels for Linepipe Applications / P.A. Manohar, T. Chandra // *ISI International.* – 1998. – Vol. 38 № 7. – P. 766–774.

151. NACE MR 0175 / ISO Шапошников, Н.О., Давыдов, А.Д., Альхименко, А.А., Харьков А.А./ Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2019663575 // Программа для выбора марки стали или сплава по заданным параметрам. - Правообладатель: «ФГАОУ ВО СПбПУ» (RU)56. Нефтяная и газодобывающая промышленность - Материалы для применения в H₂S-содержащих средах для добычи нефти и природного газа.

152. Nakamura, T. The high temperature torsional deformation of a 0,06% C Mild steels / T. Nakamura, M. Ueki // *Transaction ISI of Japan.* – 1975. – v.15. – P. 185–193.

153. Palmiere, E.J. Influence of processing conditions and alloy on the static recrystallization of microalloyed austenite / E.J. Palmiere, C.I. Garcia, A.J. De Ardo // *Microalloying in Steels. Proceedings of the International conference (Donostia – San Sebastian, Basque Country, Spain, 7–9 September, 1998).* – P. 151–158.

154. Sellars, C.M. Recrystallization and grain growth in hot rolling / C.M. Sellars, W.A. Whitman // *Metal Science.* – 1979. – №13. – P. 187–194

155. Shaposhnikov, N.O., Study of the crystallographic texture of pipe steel / N.O. Shaposhnikov, B.S. Ermakov, A.A. Alhimenko, A.S. Tsvetkov, A.V. Shirokov // *Letters on Materials* 2020. - №10 (1). – c. 48-53. Scopus, WoS(ESCI)
156. Shaposhnikov, N.O. The use of sprayed powders to create coatings in the welds of oilfield pipelines / N.O. Shaposhnikov, B.S. Ermakov, A.A. Alhimenko, T.E. Shatsky, A.F. Igolkin // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 826 012008, 2020
157. Shaposhnikov, N.O., The effect of magnetic treatment on the effectiveness of inhibition in oilfields / N.O. Shaposhnikov, I.A. Golubev, A.B. Laptev, E.L. Alekseeva, A.M. Povyshev, M.K. Kurakin // *E3S Web of Conferences* 121 02006, 2019
158. Shaposhnikov, N.O. Predicting the durability of zinc coatings based on laboratory and field tests / N.O. Shaposhnikov, M.A. Kovalev, E.L. Alekseeva // *Metals* 2021, 11, 1713
159. Sleptsov, O.I. The analysis of the causes of efficiency decrease in the metal of liquefied gas pipeline under the conditions of corrosive environmental exposure / O.I. Sleptsov, B.S. Ermakov, S.B. Ermakov, N.O. Shaposhnikov // *Procedia Structural Integrity* 20 (2019). – c.143–147
160. Shaposhnikov, N.O. Structural heterogeneities of tube steels taken into account in the development of contactless magnetometry of pipeline systems / N.O. Shaposhnikov, B.S. Ermakov, S.B. Ermakov, O. Nikiforova // *MATEC Web of Conferences* 245(115):11007, 2018
161. Shaposhnikov, N.O. Influences of the banding level on the viscosity of tube steel 10G2FB, / N.O. Shaposhnikov // *Materials today: proceedings*. - № 30(7–8) DOI: 10.1016/j.matpr.2020.01.445
162. Shaposhnikov, N.O. Acoustic anisotropy and localization of plastic deformation in aluminum alloys / N.O. Shaposhnikov, Tretyakov D., A. Belyaev // *Materials today: proceedings*, DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.387
163. Shaposhnikov, N.O. Investigation of hydroabrasive resistance of internal anti-corrosion coatings used in the oil and gas industry / N.O.

Shaposhnikov, M.A. Kovalev, E.L. Alekseeva // IOP Conference Series Materials Science and Engineering 889(1):012020, 2020

164. **Shaposhnikov, N.O. Corrosion resistance of steel piling supports in sea water / N.O. Shaposhnikov, A.A. Alkhimenko, A.A. Kharkov, A. Tsvetkov, I. Kolyushev // journal Corrosion resistance, January 2020. DOI: 10.31044/1813-7016-2020-0-2-16-20**

165. Tanaka, T. Science and technology of hot rolling process of steel. Proceedings of the International Conference “Microalloyed 95” (Pittsburg, PA, USA, June 11–14, 1995). – P. 165–181.

166. Tsvetkov, A.S. Homogenization of Cr-Ni austenitic steel studying: liquation and microhardness heterogeneity equalization / A.S. Tsvetkov, I.V. Teplukhina // Key Engineering Materials. – 2019. – № 822. – P. 53-59.

167. Wang, R. Microstructure and precipitation behavior of Nb, Ti complex microalloyed steel produced by Compact Strip Processing / R. Wang, C.I. Garcia, M. Hua, K. Cho, H. Zhang, A.J. De Ardo // ISIJ International. – 2006. – №9. – P. 1345-1353.

168. Wilber, G.A. The determination of rapid recrystallization rates of austenite at the temperatures of hot deformation / G.A. Wilber, J.R. Bell, T. Bucher et all. // Transaction of metallurgical society of AIME. – 1968. – v. 242. – P. 2305–2308.

169. Yue, S. Dynamic recrystallization in rod rolling / S. Yue, C. Roucoules, T.M. Maccagno J.J. Jonas // Microalloying 95. Proceedings of the International Conference (Pittsburg, PA, USA, June 11–14, 1995). – P. 355–364.

Приложение А
Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



СВИДЕТЕЛЬСТВО

о государственной регистрации программы для ЭВМ

№ 2019663575

Программа для выбора марки стали или сплава по
заданным параметрам

Правообладатель: *федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
“Санкт-Петербургский политехнический университет Петра
Великого” (ФГАОУ ВО “СПбПУ”) (RU)*

Авторы: *Давыдов Артем Дмитриевич (RU), Альхименко Алексей
Александрович (RU), Шапошников Никита Олегович (RU),
Харьков Александр Аркадьевич (RU)*

Заявка № 2019662339

Дата поступления 08 октября 2019 г.

Дата государственной регистрации

в Реестре программ для ЭВМ 18 октября 2019 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

 Г.П. Ивлиев



Приложение Б

Акт о внедрении (использовании) результатов диссертации

Утверждаю

Директор по реализации технологических проектов ООО «Газпромнефть НТЦ»,

А.В. Сизых

Дата «15» мая 2022 г.

Печать организации



АКТ

о внедрении (использовании) результатов кандидатской диссертации

Шапошникова Никиты Олеговича на тему «Исследование основных структурных факторов, влияющих на надежность труб из стали 10Г2ФБ, в условиях низкотемпературной эксплуатации нефтегазовой инфраструктуры» по научной специальности 05.16.09 Материаловедение (машиностроение)

Результаты диссертации на тему «Исследование основных структурных факторов, влияющих на надежность труб из стали 10Г2ФБ, в условиях низкотемпературной эксплуатации нефтегазовой инфраструктуры», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук, рекомендованы к использованию при реализации технологического проекта «Разработка методологии прогноза коррозионно-эрозионного износа трубопроводов основанных на уточненном наборе факторов в осложненных условиях эксплуатации» центром компетенций по газовым проектам ООО «Газпромнефть НТЦ», дирекцией крупных проектов ООО «Газпромнефть-Развитие», для разработки технических решений по материалам трубопроводов промышленной инфраструктуры неподготовленного газа на объектах ДО ПАО «Газпромнефть»: ООО «Газпромнефть-Заполярье», ООО «Газпромнефть-Хантос» и ООО «Газпромнефть-ННГ».

Использование указанных результатов диссертационной работы позволяет повысить надёжность промышленной инфраструктуры неподготовленного газа, за счет исключения возможности падения трещиностойкости, хладостойкости и коррозионной стойкости металла трубопроводов из-за неравновесно-

сти структурного состояния, выраженной в установлении предельных значений разнорзернистости, полосчатости, количества неметаллических включений и остаточной текстуры прокатки.

Председатель комиссии

Директор по реализации технологических
проектов
ООО «Газпромнефть НТЦ»


Сизых А.С.

Члены комиссии:

Руководитель центра компетенций
по газовым проектам
ООО «Газпромнефть НТЦ»


Сергеев Е.И.

Директор программ по модульным
и мобильным инфраструктурным
решениям
ООО «Газпромнефть-Развитие», к.т.н.


Атнагулов А.Р.