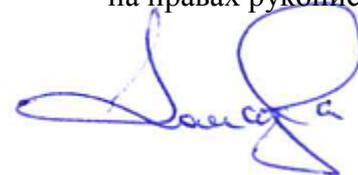


Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский Томский политехнический университет»

на правах рукописи



ПОМАЗОВА АННА ВИКТОРОВНА

**ПОВЫШЕНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТЕЙ НАГРЕВА
КОТЛОАГРЕГАТОВ ЗА СЧЕТ МОДИФИКАЦИИ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
ТРУБ ИЗ СТАЛИ 20**

05.14.14 – Тепловые электрические станции, их энергетические системы и агрегаты

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Заворин Александр Сергеевич

Томск – 2017

Оглавление

	С.
Список сокращений и условных обозначений.....	4
Введение.....	5
Глава 1. Состояние проблемы повышения надежности котельных агрегатов за счет увеличения коррозионной стойкости труб поверхностей нагрева.....	11
1.1 Общие положения контроля за состоянием труб поверхностей нагрева в процессе эксплуатации.....	11
1.2 Механизмы коррозии в условиях эксплуатации котельных труб из углеродистых сталей	13
1.3 Факторы, определяющие скорость развития коррозионных процессов.....	17
1.4 Пути повышения надежности и коррозионной стойкости, используемые для труб поверхностей нагрева котлов ТЭС.....	22
1.5 Обоснование задач исследования	23
Глава 2. Основные методические положения исследования.....	27
2.1 Объект и предмет исследования.....	27
2.2 Методы контроля изменения параметров образцов в процессе эксперимента.....	31
2.3 Методики экспериментов.....	36
2.4 Обработка результатов измерений	39
Глава 3. Исследование повреждаемости труб поверхностей нагрева котлоагрегатов на примере тепловых электростанций АО «ТГК-11».....	41
3.1 Классификация эксплуатационных повреждений.....	41
3.2 Структура и свойства металла коррозионно-поврежденных котельных труб	44
3.3 Структурные особенности труб после длительной эксплуатации котельного оборудования	59
3.4 Микроструктурная неоднородность материала котельных труб в состоянии поставки.....	70
3.5 Краткие выводы по главе 3.....	73
Глава 4. Исследование влияния многократной нормализации на физико-механические свойства труб.....	74
4.1 Обоснование параметров нормализации.....	74
4.2 Структурно-фазовое состояние стали 20 в режимах термообработки	75
4.3 Объем элементарной ячейки феррита, характер формирующихся остаточных напряжений, механические и теплофизические свойства труб	90

4.4 Коррозионная стойкость термообработанных труб	95
4.5 Рекомендации по использованию результатов.....	101
4.6. Краткие выводы по главе 4.....	104
Заключение.....	106
Список литературы	109
Приложение 1. Некоторые результаты испытаний образцов.....	122
Приложение 2. Материалы по использованию результатов работы.....	131

Список сокращений и условных обозначений

- ТЭС - тепловая электрическая станция;
ТЭЦ – теплоэлектроцентраль;
ТУ – технические условия;
ГОСТ – государственный стандарт;
КАНВ – коррозионно-активные неметаллические включения;
КТУ – коррозионно-термическая усталость;
НТД – нормативно-техническая документация;
 $V_{нк}$ – скорость наружной коррозии, г/ч;
(НКЛ) - индексы Миллера атомной плоскости;
E – модуль нормальной упругости, МПа;
d – межплоскостное расстояние, Å;
 μ – коэффициент Пуассона.
a – параметр элементарной ячейки, Å;
 V_a – объем элементарной ячейки, Å³;
 λ – длина волны рентгеновского излучения, Å;
b - межатомное расстояние, Å;
 Θ – угол дифракции на рентгенограмме, град;
t – температура, °C;
 τ – время, с;
 λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·град);
 σ_I – макронапряжения I рода, МПа;
 σ_{II} – микронапряжения II рода, МПа;
 F_Z – фактор разнотерности;
 σ_b – предел прочности, кгс/мм²;
 σ_t – предел текучести, кгс/мм²;
 δ – относительное удлинение, %;
 ψ – относительное сужение, %;

Введение

Актуальность проблемы

В процессе эксплуатации котельного оборудования на тепловоспринимающих элементах протекают коррозионные процессы, приводящие к их разрушению задолго до истечения расчетного срока службы. Тип коррозии, преобладающий на трубах поверхностей нагрева, эксплуатируемых при параметрах: $t < 350$ °С, $P < 15,5$ МПа - это общая наружная коррозия. Причины, по которым две соседние трубы могут иметь разную коррозионную стойкость в идентичных условиях эксплуатации, на настоящий момент не нашли достоверного объяснения. Однако именно эти процессы определяют надежность функционирования котлоагрегата в целом. При этом одновременная и в одинаковых условиях эксплуатации труб с низкой и высокой коррозионной стойкостью приводит к демонтажу всего экрана, что значительно повышает стационарные расходы. Учитывая, что физический износ теплогенерирующего оборудования большинства станций достигает 68% [1], способность всех труб сохранять работоспособность в течение расчетного срока службы является критерием надежной и экономичной эксплуатации. Необходимость определения причин их разной повреждаемости и разработки методов улучшения эксплуатационных характеристик котельных сталей является одной из приоритетных задач, выделенной в «Основных положениях технической политики в электроэнергетике России на период до 2030 г.» [1] как минимизация расходов на производство электроэнергии и тепла за счет внедрения передовых технологий и современного высокоэкономичного оборудования. Исследуемая в диссертационной работе проблема относится и к одному из перспективных направлений, обозначенному в прогнозе научно-технического развития РФ на период до 2030 года [2] - энергосбережению и энергоэффективности. Действительно, загрязнение поверхностей нагрева отложениями приводит к снижению их тепловой эффективности и, следовательно, уменьшению КПД котлов. В настоящее время наблюдается всплеск интереса к проблемам повышения надежности и эффективности работы поверхностей нагрева котлов ТЭС. Это связано, с одной стороны, со снижением качества сжигаемого топлива, и, как отмечено выше, значительным износом оборудования, а, с другой стороны, – постановкой задач Правительством РФ и развитием новой экспериментальной техники. Актуальность работы обусловлена необходимостью повышения надежности элементов котельных агрегатов за счет снижения интенсивности коррозионных процессов.

Возможные пути повышения срока эксплуатации теплоэнергетического оборудования, в частности, тепловоспринимающих элементов котлов, предусматривают мероприятия, которые направлены на улучшение химводоподготовки, на контроль металла, на использование коррозионно-стойких сталей и сплавов, на анализ наличия примесей и химической

неоднородности. Перспективным и сравнительно простым направлением повышения надежности теплоэнергетического оборудования является воздействие на свойства углеродистых сталей с точки зрения совершенствования характеристик микроструктуры. Способность сталей образовывать различные фазы с отличающимся «рисунком» микроструктуры дает возможность создавать изделия с прогнозируемыми и необходимыми свойствами. Часть работ в этом направлении посвящена изучению эволюции структурно-фазового состояния при эксплуатации и связанного с этим неизменного снижения прочностных свойств теплоэнергетического оборудования, в другой части работ исследуются возможности управления структурой металлических материалов для придания ей необходимых механических свойств. При этом следует отметить, что данных по улучшению коррозионной стойкости труб поверхностей нагрева, изготовленных из малоуглеродистых сталей, недостаточно для выработки единых требований к структурным характеристикам последних.

В настоящей работе проводится исследование экранных труб котлов типа БКЗ-420-140. Данные котлы предназначены для сжигания каменного угля Экибастузского месторождения. Трубы их топочных экранов, изготовленные из стали 20, работают при довольно низких параметрах (340 °С, 15,9 МПа). При таких параметрах основным фактором, оказывающим влияние на работоспособность и живучесть металла в условиях эксплуатации, является коррозия. Сталь 20 хорошо изучена металловедом с точки зрения макро-, микроструктуры и механических свойств. Однако использование ее в качестве трубного изделия, работающего в составе тепловоспринимающего элемента котельной установки под действием давления и температуры, в условиях преобладающего повреждения из-за наружной коррозии, связано с наличием противоречивых данных по коррозионной повреждаемости.

Трубы поверхностей нагрева поставляются в соответствии с ТУ-14-3Р-55-2001 «Трубы стальные бесшовные для паровых котлов и трубопроводов» [3]. В настоящей работе для исследования выбраны стальные бесшовные горячедеформированные трубы из стали 20, которые в процессе изготовления трубного изделия проходят длинную и сложную технологическую цепь термомеханических операций [4]. В результате структура металла стенки приобретает индивидуальные особенности, заключающиеся в появлении неоднородностей, наклепа, слоистости, внутренних остаточных напряжений и разнородности, что определяет разные эксплуатационные характеристики [5-6]. Спрогнозировать степень износа при эксплуатации паровых котлов в таком случае оказывается проблематично.

Вследствие огромной стоимости переработки твердого топлива ТЭС с целью снижения в нем содержания коррозионноактивных элементов так же проблематичным оказывается контролировать и замедлять коррозионные процессы, протекающие на наружной поверхности

труб. Интенсивность протекания общей наружной коррозии оказывает влияние и на тепловую эффективность экранов, поскольку значительные коррозионные отложения могут снижать ее более чем в два раза.

В связи с вышеизложенным представляет научный интерес исследование роли структурных факторов в повышении коррозионной стойкости трубной стали 20. Наряду с этим актуальность практического приложения таких результатов состоит в поиске решения по формированию наиболее благоприятной структуры в области термической обработки и выявлению тем самым неиспользованных возможностей по повышению ресурса работы труб поверхностей нагрева [7-15]. Следует отметить соответствие данной работы приоритетному направлению развития науки, технологии и техники в Российской Федерации (п.8 «Энергоэффективность, энергосбережение, ядерная энергетика») и критическим технологиям в Российской Федерации (п.27 «Технологии энергоэффективности производства и преобразования энергии на органическом топливе»).

Цель диссертационной работы заключается в обосновании увеличения ресурса работы экранных труб применительно к котлам типа БКЗ-420-140, работающим на экибастузском угле, за счет повышения коррозионной стойкости при изменении микроструктурных характеристик путем модификации режимов термической обработки.

Задачи работы:

1) выявление и систематизация типичных дефектов и повреждений труб экранной системы при сжигании экибастузского угля и причин разной коррозионной повреждаемости труб поверхностей нагрева, изготовленных из стали 20;

2) исследование микроструктурного, структурно-фазового и напряженного состояния, механических свойств, определяющих эксплуатационные свойства стали 20 и их изменение при многократной нормализации;

3) исследование коррозионной стойкости трубной стали в условиях, имитирующих среду газового тракта котла;

4) разработка рекомендаций по повышению коррозионной стойкости труб в условиях теплогенерирующих компаний.

Научная новизна заключается в следующем:

1) впервые для труб поверхностей нагрева из стали 20, эксплуатируемых при параметрах $t < 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P \leq 15,5\text{ МПа}$, установлено, что однородная сорбитообразная микроструктура повышает коррозионную стойкость на 40-50%;

2) выработан критериальный подход к характеристикам микроструктуры на основе взаимосвязи скорости коррозии и фактора разнородности, определяющий антикоррозионные свойства;

3) получены новые экспериментальные данные о том, что циклическая нормализация, проведенная при разных температурах в диапазоне 900-950 °С, приводит к формированию значительно различающегося микроструктурного, структурно-фазового и напряженного состояния;

4) установлено влияние температуры нормализации и количества ее циклов на характер формирующихся коррозионных отложений;

5) на основе исследования параметров циклической нормализации рекомендован новый режим термической обработки стали 20 – двукратная нормализация при 920 °С, который эффективно замедляет коррозию на наружной поверхности котельных труб.

Основные научные положения, выносимые на защиту:

– большое различие в характеристиках однородности микроструктуры (фактор разнородности отличается в 3,5 раза), уровня внутренних напряжений (~40%) является причиной разной коррозионной повреждаемости труб, изготовленных из стали 20;

– скорость коррозии трубных образцов из стали 20 в среде, имитирующей состав продуктов сгорания экибастузских углей, обратно пропорциональна увеличению фактора разнородности;

– однородная феррито-перлитная микроструктура, формируемая в условиях двукратной нормализации при 920 °С, обеспечивает ровный и плотный слой продуктов коррозии, имеющий хорошую адгезионную связь с поверхностью металла и защищающий ее от взаимодействия с рабочей средой;

– двукратная нормализация при 920 °С влияет на увеличение ресурса труб поверхностей нагрева за счет формирования сорбитообразной структуры с фактором разнородности, равным 0,5;

– рекомендованный режим, представляющий собой два цикла нормализации при 920 °С, обеспечивает повышение коррозионной стойкости малоуглеродистой стали 20 при сохранении требуемых для котельных труб механических свойств.

Достоверность научных положений подтверждается:

– применением современных методов исследований с высокой разрешающей способностью (растровая электронная микроскопия, рентгеновский микроанализ, рентгенофазовый анализ и др.);

– соответствием основных положений физическим процессам, не противоречащим существующим данным о закономерностях формирования различных структур при термообработке;

– сопоставлением полученных научных результатов с данными других исследований;

– многократной проверкой результатов теоретического и экспериментального исследования, статистической обработкой результатов измерений.

Практическая значимость работы состоит в следующем:

– разработаны рекомендации по термической обработке труб поверхностей нагрева для эффективного увеличения коррозионной стойкости котельных труб, с возможностью ее проведения в условиях тепловой электростанции;

– разработан и запатентован способ термической обработки труб из стали 20, повышающий эксплуатационные свойства поверхностей нагрева (патент № 2580256 «Способ повышения коррозионной стойкости труб из малоуглеродистых сталей»);

– применение предложенного режима термической обработки в технологии производства или предмонтажной подготовки котельных труб позволит увеличить рабочий ресурс за счет повышения уровня коррозионной стойкости, что, в свою очередь, приведет к значительному ресурсосбережению;

– результаты выполненных исследований используются в энергосервисном предприятии ООО «КВАРЦ Групп», экспертной компании ЗАО НДЦ НПФ «Русская лаборатория», генерирующем предприятии энергетики (СП ТЭЦ-5 АО «ТГК-11») и получили положительную оценку Фонда «Энергия без границ», определяющего направления развития электроэнергетики Группы компаний «Интер РАО», включены в образовательную практику по направлению «Энергетическое машиностроение» в Томском политехническом университете.

Личный вклад автора заключается: в совместном с научным руководителем определении цели и постановке задач исследований, самостоятельном планировании экспериментов и получении основного массива экспериментальных результатов, изложенных в диссертации, анализе полученных результатов, формулировке выводов и положений, выносимых на защиту, подготовке публикаций по теме диссертации. Экспериментальная часть выполнена с использованием оборудования лабораторий ЗАО НДЦ НПФ «Русская лаборатория», кафедры «Парогенераторостроение и парогенераторные установки» ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», кафедры «Прикладная и медицинская физика» ФГБОУ ВО «Омский государственный университет им. Ф.М. Достоевского», НОЦ «Наноматериалы и нанотехнологии» ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина». Руководство экспериментальной частью работы выполнено при участии кандидата физико-математических наук, доцента Пановой Т.В. Автор выражает благодарность Т.В. Пановой за консультационную помощь при проведении этих экспериментов.

Апробация работы

Основные результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на: V международной молодёжной научно-технической конференции «Электроэнергетика глазами молодежи» (г.Томск, 2014 г.), Международной научной конференции "Современные техника и технологии" (г.Томск, 2015 г.), XXI Всероссийской научной конференции студентов-физиков и молодых ученых (г.Омск, 2015 г.), III Научно-практическая конференция ООО «КВАРЦ Групп» (г.Москва, 2015 г.), Международной конференции: «IX Семинар ВУЗов по теплофизике и энергетике» (г.Казань, 2015 г.), XVI Уральской школе-семинаре металлургов-молодых ученых (г.Екатеринбург, 2015 г.), III Научно-практической конференции Группы «Интер РАО» «Создание условий импортозамещения – ключевой фактор повышения эффективности, экологичности и устойчивости бизнеса» (г.Москва, 2015 г.), VII Всероссийской научной конференции с международным участием «Теплофизические основы энергетических технологий» (г.Томск, 2016 г.), II Всероссийской научно-технической конференции с международным участием «Приборы и методы измерений, контроля качества и диагностики в промышленности и на транспорте» (г.Омск, 2016 г.), Международной молодёжной научной конференции «Тепломассоперенос в системах обеспечения тепловых режимов энергонасыщенного технического и технологического оборудования» (г.Томск, 2017 г.), Всероссийской научно-практической конференции с международным участием «Повышение энергоэффективности объектов теплоэнергетики и систем теплоснабжения» (г.Омск, 2017 г.).

Публикации по теме диссертации

Основные результаты работы представлены в 15 публикациях, среди которых 6 статей в рецензируемых изданиях из списка ВАК, 2 из которых в журналах, включенных в международную базу данных цитирования Scopus, 1 патент на изобретение.

Структура и объем диссертационной работы

Диссертация включает в себя введение, четыре главы, заключение, список литературы из 154 наименований и двух приложений, изложена на 135 страницах машинописного текста, содержит 81 рисунок, 26 таблиц.

Глава 1. Состояние проблемы повышения надежности котельных агрегатов за счет увеличения коррозионной стойкости труб поверхностей нагрева

1.1 Общие положения контроля за состоянием труб поверхностей нагрева в процессе эксплуатации

В современных экономических условиях отечественной теплоэнергетики к настоящему времени сформировались определённые негативные особенности эксплуатации оборудования, которые определяют его состояние, такие как физический износ значительной части оборудования, невозможность массовой замены изношенного оборудования, нарушение требований консервации оборудования при его выводе в резерв, возросшая доля оборудования, работающего в маневренном режиме [16]. В этих условиях фактический ресурс элементов энергооборудования определяется интенсивностью коррозионных процессов. Коррозия протекает как со стороны рабочего тела, так и со стороны дымовых газов. В воде, паре могут находиться агрессивные газы – кислород и углекислый газ, а в дымовых газах сернистый и серный ангидрид, соединения ванадия, сероводород и т.д. [17].

Стали, которые применяют для изготовления труб поверхностей нагрева котлов, являются углеродистыми, низколегированными и легированными. Трубы из указанных сталей должны обладать возможно более высокой коррозионной стойкостью при воздействии на них продуктов сгорания топлива, воды и пара при различных температуре и давлении.

Таблица 1.1 – Область применения основных марок сталей для труб поверхностей нагрева [3, 18]

Марка стали	Предельные параметры		Назначение
	$t, ^\circ\text{C}$	$P, \text{МПа}$	
Сталь 20	450	Не ограничено	Экранные трубы, змеевики пароперегревателя, коллекторы
12МХ	530	То же	Трубы пароперегревателей, трубопроводов и коллекторных установок высокого давления
15ХМ	550	То же	
12Х1МФ	585	То же	Трубы пароперегревателей, трубопроводов и коллекторных установок высокого и сверхвысокого давления
12Х18Н12Т	640	То же	Трубы пароперегревателей, корпуса и другие детали, работающие в агрессивных средах
ДИ 59 10Х13Г12БС2Н2Д2	650	То же	Трубы поверхностей нагрева котлов энергоблоков, работающих на высокоагрессивных органических топливах (с высоким содержанием серы, ванадия и др.)

Трубы из стали 20– это самый распространенный конструкционный материал как для тепловоспринимающих, так и для передающих трубопроводов, в котельных установках и в других системах электростанций или котельной. Они используются для изготовления водяных

экономайзеров, испарительных экранов, конвективных ступеней пароперегревателей, трубных пучков теплообменных аппаратов, коллекторов. В котлах до среднего давления включительно все поверхности нагрева и коллекторы изготавливают из труб стали 20. В котлах высокого давления исключение составляют полурadiaционные и «горячие» конвективные ступени пароперегревателя. Котельные трубы из углеродистой стали 20 поставляют в термообработанном состоянии. Режим термической обработки согласно ТУ 14-3Р-55-2001 [3]: однократный режим нормализации при температуре 920-950 °С, допускается проведение после нормализации высокотемпературного отпуска. На заводе-изготовителе для проверки соблюдения технологии изготовления котельные трубы контролируют на соответствие механических свойств, качества поверхности, сплошность, макро- и микроструктуру. Данные [19] показывают, что количество забракованных труб из стали 20 по контролируемым показателям составило - ноль единиц, и механические свойства труб отличаются незначительно. Сталь 20 обладает удовлетворительными механическими свойствами при температурах до 450–500° С.

Низколегированные стали обладают, по сравнению с углеродистыми, повышенной прочностью. Для этих сталей основной характеристикой является предел ползучести. Изготовленные трубы из стали 12Х1МФ должны подвергаться нормализации с отпуском. Нарушение технологии термообработки приводит к снижению жаропрочности, поэтому микроструктуру контролируют по шкале №3 браковочных и сдаточных микроструктур [3]. В работах [20, 21] показано, что трубы из стали 12Х1МФ, имеющие браковочную микроструктуру, ускоренно накапливают деформацию при эксплуатации.

Стали высоколегированные (12Х18Н12Т, ДИ 59) используются как жаростойкие, так и жаропрочные. Как жаростойкие они могут работать до 10000 ч. при 800° С, как жаропрочные могут длительно эксплуатироваться при температуре 600° С без снижения прочностных свойств. По требованию заказчика трубы из указанных марок сталей должны выдерживать испытание на стойкость к межкристаллитной коррозии.

Как можно видеть, трубы из стали 20 характеризуются преобладающей распространенностью среди материалов для экономайзерных и испарительных поверхностей нагрева котлов.

Диагностика причин повреждений труб позволяет в процессе эксплуатации устанавливать нарушения водно-химического режима, тепловых нагрузок, топочных процессов и т.д. Требования периодического контроля, определенные в «Типовой инструкции по контролю металла и продлению срока службы основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций» [22] и в Отраслевом стандарте «Основные элементы котлов, турбин и трубопроводов ТЭС. Контроль состояния металла. Нормы и требования» [23]

основаны на своевременной оценке состояния металла по вырезкам. При исследовании металла вырезок труб поверхностей нагрева согласно этим нормативным документам определяются: толщина стенки и наружный диаметр в двух взаимно перпендикулярных направлениях (лоб - тыл, бок - бок); скорость наружной коррозии в котлах; внутренний диаметр труб; толщина окалины на внутренней поверхности труб с лобовой и тыловой сторон и ее строение по всему периметру, при этом отмечается характер макроповреждений оксидной пленки (трещины, язвы, осыпание пленки и др.); микроструктура металла, а также характер и глубина коррозионных повреждений на кольцевых образцах с наружной и внутренней сторон по всему периметру.

Таким образом, практически весь контроль направлен на анализ состояния и последствий коррозионных процессов, развивающихся в процессе эксплуатации. Здесь следует отметить, что оборудование, подвергшееся значительному коррозионному повреждению, не восстанавливается и заменяется при ремонтах.

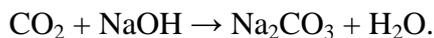
1.2. Механизмы коррозии в условиях эксплуатации котельных труб из углеродистых сталей

подавляющее большинство труб поверхностей нагрева изготавливаются из углеродистых сталей, на которых протекающие коррозионные процессы, в основном, являются электрохимическими. Для протекания электрохимической реакции необходимо наличие микрогальванического элемента. Причины образования участка микрогальванического элемента [16]: химическая и структурная неоднородность металла (в перлитных сталях анодом является ферритное зерно, катодом – включения и загрязнения в структуре, к структурной неоднородности относятся и локальные механические напряжения); неоднородная концентрация коррозионной среды; неоднородность физических условий на границе раздела фаз.

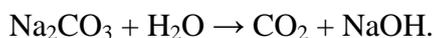
Согласно литературным данным [24–28] различают следующие основные виды коррозионных повреждений труб поверхностей нагрева.

1. **Равномерная или общая коррозия:** вся контактирующая с агрессивной средой поверхность труб подвергается разъеданию, равномерно утоняясь с наружной или внутренней стороны труб. Структурных изменений в микроструктуре основного металла при этом не наблюдается. Основными проявлениями данного вида коррозии, встречающимися на оборудовании котлоагрегатов, являются: углекислотная коррозия на внутренней поверхности труб, пароводяная коррозия, высокотемпературная коррозия на наружной поверхности труб, общая кислородная коррозия на внутренней поверхности труб.

Углекислотная коррозия возникает вследствие того, CO_2 снижает pH раствора и агрессивен по отношению к углеродистым сталям. Для уменьшения коррозии котлов от углекислоты в котловую воду добавляют щелочь:

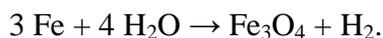


При повышенных температурах карбонаты диссоциируют и протекает обратная реакция:



Но при работе в условиях повышенных температур происходит термическое разложение карбонатов, в результате в конденсаторе образуется высокая концентрация раствора диоксида углерода. Повышенное содержание диоксида углерода так же может являться результатом разложения органических веществ, присутствующих в природной воде. Установлено [29], что основными причинами поступления в тракт котла кислорода и углекислоты являются как неудовлетворительная работа деаэраторов питательной воды, так и последствия термического разложения солей угольной кислоты.

Пароводяная коррозия протекает с образованием магнетита на внутренней поверхности труб в условиях удаления растворенного кислорода из питательной воды:



Такая коррозия может иметь как равномерный, так и язвенный характер.

Наиболее интенсивно высокотемпературная коррозия на наружной поверхности труб протекает в котлах, работающих на серосодержащих топливах [17]. Зола, образующаяся при сгорании топлива, содержащего большое количество ванадия, содержит пентавалентный оксид ванадия (V_2O_5). Присутствие в золе продуктов сгорания ванадия и серы (сульфидов, сероводорода (H_2S), сложных сульфатов щелочных металлов ($\text{K}_3\text{Fe}(\text{SO}_4)_2$ или $\text{Na}_3\text{Fe}(\text{SO}_4)_2$), пентавалентный оксид ванадия (V_2O_5)) приводит к образованию окалины с низкой температурой плавления $\approx 500^\circ\text{C}$ [16]. При этом на наружной поверхности труб образуется пористая пленка Fe_3O_4 , заполненная электролитом расплавленных соединений, ускоряющих коррозионные процессы.

Наиболее агрессивную ванадиевую и сульфатную коррозию уменьшают путем обеспечения отсутствия избыточного кислорода при сжигании топлива с малыми избытками воздуха. При этом недостаток кислорода приводит к образованию в топочном газе H_2S и интенсификации сульфидной или сероводородной коррозии. Первичным продуктом реакции H_2S с металлом труб является сульфид железа (FeS), который переходит в сульфаты железа ($\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$) и отслаивается от стенки [30].

В определенных условиях реакция низкотемпературной коррозии может идти по следующему механизму [31]: при сгорании экибастузских углей, содержащих большое количество серы, из-за окисления органических соединений, содержащих серу, и разложения

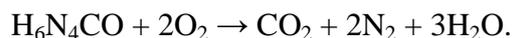
минеральной части золы образуются SO_2 и SO_3 . Продукты сгорания углей, в которых имеются SO_3 и водяные пары, перемещаются по газовому тракту котла и охлаждаются. В результате этого при определенной температуре, называемой кислотной точкой росы, начинается выпадение водяных паров, которые конденсируются и оседают на поверхности нагрева. При взаимодействии капельной влаги с оксидами серы образуется раствор серной кислоты, которая с металлом образует сульфаты железа – FeSO_4 , $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$. Одновременно с конденсацией паров происходит рост отложений на поверхности нагрева из-за выпадения из потоков газов частиц золы и механического недожога топлива. Вместе с кислотой они образуют липкую коррозионно-активную и трудноудаляемую корку. Во время стоянок ее удаляют при помощи водных отмывок. В процессе обмывки концентрация серной кислоты уменьшается, что вызывает увеличение агрессивности этого раствора и тем самым интенсифицирует процесс коррозии.

Основными способами снижения количества сернистых соединений является глубокая переработка жидкого или твердого топлива на ТЭС с получением топлива и последующей его очисткой от сернистых соединений [32]. Этот способ увеличивает стоимость котельного топлива в несколько раз, поэтому практически не применяется.

При этом высокотемпературная коррозия и износ труб приводят к ежегодным затратам на ремонт и замену прокорродировавших элементов, а загрязнение поверхностей нагрева золовыми отложениями – к снижению их тепловой эффективности, что приводит к снижению КПД котлов [28]. Коэффициентом тепловой эффективности экранов, показывающим долю воспринимаемого экранами потока теплоты от падающего излучения, можно охарактеризовать процесс загрязнения экранных труб золовыми отложениями. По мере загрязнения экранов между чистками его величина может падать более чем в два раза [28]. Циклическая водная очистка труб от золовых отложений обеспечивает высокое тепловосприятие поверхности нагрева, но в процессе очистки труб возможно нарушение целостности защитной оксидной пленки, что ускоряет коррозионные процессы.

Общая кислородная коррозия на внутренней поверхности труб – наименее опасный вид коррозии, так как идет относительно равномерное утонение стенки трубы, а в месте наибольшего утонения происходит разрыв в результате потери кратковременной прочности. В котлах высокого давления кислород вызывает язвенную и общую коррозию. Кислород удаляют деаэрацией с последующим добавлением связывающих веществ. Одним из наиболее распространенных является аммиачно-гидразинный режим [27, 29-30]. Вследствие высокой токсичности гидразин-гидрата ($\text{N}_2\text{H}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$) и его взрыво- и пожароопасности разрабатываются безопасные аналоги отечественного производства, такие как карбогидразид ($\text{H}_6\text{N}_4\text{CO}$). Недостатком $\text{H}_6\text{N}_4\text{CO}$ является образование в результате связывания кислорода углекислоты

[33]. При этом увеличивается общее содержание углекислого газа в питательной воде и увеличивается скорость углекислотной коррозии:



2. Язвенная коррозия: локально сосредоточена на отдельных небольших участках поверхности с сильным развитием в глубину (глубина коррозионного повреждения больше ширины). При меньших потерях массы металла оборудование выходит из строя вследствие сквозного повреждения, поэтому она является более опасной, чем равномерная коррозия [17, 34]. Основными видами данного вида коррозии, встречающимися на оборудовании котлоагрегатов, являются: кислородная язвенная коррозия, подшламовая коррозия, нитритная коррозия.

В результате протекания кислородной язвенной коррозии в основном повреждаются трубы водяного экономайзера, водоперепускные и опускные трубы [16, 26]. Имеет вид мелких, густо расположенных язвин, покрытых рыхлым слоем бугорчатых отложений. Различают рабочую и стояночную кислородную коррозию. По мере увеличения скорости теплоносителя скорость язвенной коррозии уменьшается. При малых скоростях или в период бездействия котла возможно протекание наиболее опасного вида локальной коррозии – стояночной. При малых потерях массы металл подвергается глубоким поражениям, в короткий срок приводящим к сквозным дефектам.

Подшламовая коррозия протекает в присутствии твердых деполаризаторов – окислов железа и меди (II), которые осаждаются на горизонтальных поверхностях наиболее теплонапряженных участков труб (огневая сторона) в местах активных центров коррозии, возникающих при разрушении оксидных пленок [26]. Сверху образуется рыхлый слой накипи и продуктов коррозии. Под образовавшимися «ракушками» из продуктов коррозии ухудшается теплообмен, что приводит к перегреву металла и появлению выпучин.

Нитритная коррозия наблюдается на котлах среднего давления в присутствии в котловой воде нитрита натрия [25, 28]. При малых концентрациях нитрит натрия усиливает кислородную коррозию, при повышенных – тормозит.

3. Коррозионное растрескивание.

В перлитных сталях, применяемых в теплоэнергетике, при одновременном действии растягивающих напряжений, близких к пределу текучести, и коррозионной среды возникает повреждение коррозионным растрескиванием под напряжением. Происходит локальное электрохимическое растворение металла с образованием трещины. Началом развития трещины служат участки с нарушением целостности защитной оксидной пленки на поверхности трубы [35-37]. Растягивающие напряжения разрывают хрупкие оксидные пленки на краях трещины, обеспечивая доступ коррозионных реагентов к анодной поверхности. Измерение потенциала

показало, что границы зерен являются более коррозионноактивными по сравнению с телом зерна.

Вследствие различных скоростей протекания указанных видов коррозии значительно различается их влияние на ресурс работы оборудования. Часто развитие коррозионных повреждений происходит по двухстадийному механизму: например, развитие трещин коррозионно-термической усталости металла преимущественно начинается от коррозионных язвин.

1.3. Факторы, определяющие скорость развития коррозионных процессов

Факторы, оказывающие влияние на скорость развития коррозии на котельных трубах, делятся на внешние и внутренние.

По данным авторов [16, 24], наиболее значительное влияние на скорость коррозионных процессов оказывают такие внешние факторы как: наличие кислорода, температура, тепловое напряжение, состав среды.

Только в присутствии кислорода в нейтральной, слабощелочной и слабокислой среде наблюдается значительная скорость коррозии [16]. Увеличение концентрации кислорода приводит к образованию защитной окисной пленки на поверхности стали и скорость коррозии падает. При нарушении целостности пленки идет образование питтингов. При наличии ионов хлора снижается стойкость защитных пленок, скорость коррозии растет. В случае, если скорость коррозии лимитируется диффузией кислорода, то повышение температуры на каждые 30 °С увеличивает скорость коррозии в два раза [29-30]. Тепловое напряжение, возникающее из-за периодического контакта стенки с перегретым паром и кипящей жидкостью, вызывает в пленке и в металле термомеханические напряжения [38]. При этом нарушается оксидная пленка и на дефектах целостности пленки интенсифицируется коррозия «оголенного» металла. При увеличении количества электролитов в среде скорость коррозии увеличивается, проходит через максимум и уменьшается [26]. Это связано с тем, что мере увеличения концентрации растет электропроводность и снижается прочность окисных пленок, после идет на спад из-за затруднений в вязкой среде диффузионных процессов. По мере увеличения скорости циркуляции котловой воды увеличивается приток кислорода к поверхности металла трубы и увеличивается кислородная коррозия [28]. Активирующее воздействие водной среды на кинетику роста усталостных трещин на трубопроводах электростанций, влияние свойств металла на характеристики циклической трещиностойкости, методы расчета живучести элементов конструкций, содержащих трещины, показал Гринь Е.А. с соавторами [39-41]. Наличие в продуктах горения сероводорода интенсифицирует протекание катодного и анодного процессов электрохимической коррозии [42-43]. В сероводородсодержащей среде усиливается

наводороживание металла, приводящее к его охрупчиванию и коррозионному растрескиванию [44]. Твердые частицы, присутствующие в дымовых газах и представляющие собой совокупность летучей золы и несгоревшего в топке топлива, способствуют удалению продуктов коррозии с поверхностей нагрева. Поверхность труб «оголяется» и происходит интенсификация коррозионных процессов. Образующийся при непосредственном контакте жидкости и поверхности труб слой продуктов коррозии, часто действующий в спокойной среде как ее пассиватор, но обладающий меньшей абразивной стойкостью, чем сам металл, уносится абразивным потоком. Таким образом, протекает непрерывное удаление продуктов коррозии с наружной поверхности.

К внутренним факторам, определяющим скорость электрохимической коррозии, относятся свойства собственно корродируемого материала, а именно, состояние поверхности, химический состав, структура сталей и т.д. [34].

Для повышения коррозионной стойкости применяют легирование сталей. Поэтому наиболее изученным является влияние состава углеродистой или низколегированной стали на ее коррозионную стойкость [45-47]. Легированные хромом стали обладают высокой склонностью к пассивации в агрессивных средах, устойчивы к питтинговой коррозии. Добавление молибдена снижает скорость растворения металла в очагах локальной коррозии. На контроль химической неоднородности направлены требования к макро- и микроструктуре [3].

Неоднородность поверхности является одной из причин начала развития коррозионных процессов. Поверхность труб окисляется с образованием плотной защитной оксидной пленки. Тонкая обработка поверхности повышает коррозионную стойкость труб, способствует образованию более однородной окисной пленки. Образующийся слой продуктов коррозии часто действует в спокойной среде как ее пассиватор. Но условия эксплуатации поверхностей нагрева, такие как воздействие высоких температур, механический (абразивный) износ под действием твердых частиц (угольный недожог, зола), агрессивные топочные газы, нарушения водно-химического режима, способствуют нарушению целостности окисной пленки, формированию рыхлых и влажных слоев продуктов коррозии, ускоряющих утонение стенки трубы. Наличие негладкой наружной и внутренней поверхностей труб обуславливает скопление на ней отложений, трудноудаляемых при эксплуатации теплообменного оборудования. Поэтому к качеству поверхности трубы предъявляются жесткие требования. К дефектам поверхности труб, возникающим в процессе производства на заводе-изготовителе, относятся плены, трещины, закаты, рванины, глубокие риски и грубая рябизна. ТУ 14-3Р-55-2001 [3] регламентируют возможность их механического удаления, при условии, что толщина стенки в месте удаления дефекта не выйдет за минимальные допустимые значения. Совершенствование технологий горячей прокатки бесшовных котельных труб позволило улучшить качество

изделий, благодаря чему в последние несколько лет не наблюдались разрушения, спровоцированные только наличием указанных выше дефектов проката в трубе [48]. Допускается оставлять на поверхностях труб дефекты глубиной не более 5% от номинальной толщины стенки трубы. Согласно исследованиям [49-50], наличие дефектов поверхности трубы, даже не выходящих за нормы требований технических условий, снижает эксплуатационную надежность котельных элементов. От качества поверхности зависит сопротивление тепловоспринимающей трубы зарождению трещин при термоциклировании, развитие коррозионных процессов [51]. В работе [52] показано, что тип и геометрия трещин в трубах, их месторасположение и условия нагружения при эксплуатации определяют различный уровень трещиностойкости. Оценка сопротивления развитию повреждения через толщину стенки труб из аустенитной стали от вершины трещины, присутствующей на поверхности, показала различающийся уровень предельной нагрузки, приводящей к разрушению, что так же связано с видом концентратора [53]. Структура является комплексным показателем, в который входит: рельеф и морфология зерен и их границ, структурно-фазовый состав, параметры кристаллической решетки, плотность дислокаций, внутренние напряжения и др.

Влияние микроструктуры при термических и механических нагрузках на долговечность металла и его изучение являются одними из самых обсуждаемых тем [4-14, 54-56], вследствие разной повреждаемости соседних труб. В немалой мере этому способствуют многочисленные факторы. Как известно, трубы для поверхностей нагрева котлов в процессе изготовления проходят длинную и сложную технологическую цепь термомеханических операций. В результате структура стенки трубы приобретает индивидуальные особенности, заключающиеся в появлении наклепа, слоистости, внутренних остаточных напряжений. Так, было показано [48, 57], что трубная сталь в состоянии заводской поставки обладает существенной неоднородностью внутренних напряжений, что может приводить к разрушению металла в областях локальных концентраций напряжений при внешней термической или механической нагрузке. В ферритных нержавеющих сталях микроструктура так же оказывает значительное влияние на коррозионную стойкость в агрессивных средах, и режимами термической обработки можно менять эксплуатационные свойства [58-59, 69]. Основными причинами различающейся феррито-перлитной микроструктуры в котельной стали 20, получаемой в промышленных объемах, являются неравновесные условия кристаллизации металла, присутствие в его составе легирующих и примесных элементов, деформация кристаллической решетки вследствие воздействия на нее механических, термических и других факторов в процессе изготовления изделий [60]. В отдельных работах [61-62] подчеркивается важность роли механизмов изменения микроструктуры для прогнозирования длительного ресурса сплавов на основе железа. В частности, в Томском политехническом университете [63] разработали методический

принцип оценки физического ресурса стальных труб, изготовленных из стали 10, по параметру элементарной ячейки. Известны подходы этих авторов (Заворин А.С., Любимова Л.Л. с соавторами) к решению проблемы повреждаемости труб поверхностей нагрева энергетических котлов, предложенные на основе анализа внутренних структурных напряжений первого и второго рода [57, 64]. При этом показано [65], что внутренние напряжения определяют физический ресурс и тем самым прогнозируют поведение трубных поверхностей нагрева в процессе эксплуатации. Большая работа по анализу причин повреждаемости труб поверхностей нагрева была проведена Богачевым В.А. с сотрудниками [38, 66-68]. Были определены диагностические признаки и разработаны модели повреждений труб в виде продольных трещин, борозд и отдулин, а также разработан магнитный метод контроля тепловой неравномерности элементов, несплошностей оксидной пленки и металла труб.

Наличие обезуглероженной поверхностной зоны в структуре нежелательно для котельных труб [3] по причине уменьшения ее прочности, твердости и соответственно сопротивления деформации. Поэтому при металлографическом анализе вырезок труб для оценки возможности продления срока службы по критериям оценки состояния металла обезуглероженный слой глубиной более 200 мкм не допускается [23]. Связано это с тем, что неизбежная деградация структуры котельной стали совместно с коррозионными процессами на поверхности металла труб в процессе эксплуатации приводит к обезуглероживанию, которое сопровождается образованием микротрещин вдоль границ зерен и может вызвать разрыв трубы [69-71]. По мере эксплуатации продукты коррозии накапливаются в трещинах, где они по мере увеличения своего объема расклинивают металл, вызывая локальный рост напряжений до величины, близкой к пределу пластичности. А при повышении температуры котловой воды выше расчетной (обычно наблюдается при пуске котла и его выходе на рабочие параметры) в трещинах, наполненных коррозионными продуктами, резко интенсифицируется растворение железа [72]. На этой стадии возможно также возникновение хрупких разрушений оставшегося сечения при напряжениях, превышающих предел прочности. Разрушения такого типа могут происходить без значительного уменьшения толщины стенки трубы.

Согласно данным [73] отрицательное влияние на стойкость углеродистых и низколегированных сталей против коррозии оказывают коррозионно-активные неметаллические включения на основе алюмината кальция. Требования по чистоте стали по этим включениям содержатся в ТУ 14-1-5598-2011 «Детали трубопроводов стальные соединительные приварные с повышенной коррозионной стойкостью и хладостойкостью» [74], распространяющихся на нефтепромысловые трубопроводы. В теплоэнергетике подобные ТУ отсутствуют. В ТУ 14-3Р-55-2001 [3] содержатся требования по чистоте традиционных неметаллических включений, оцениваемых по ГОСТ 1778 [75]. Влияние природы

неметаллических включений на коррозионную стойкость низколегированных сталей рассмотрено также в работе [76], где кроме того установлено, что стали, в которых перлитная составляющая представлена в виде сфероидизованного перлита, обладают большей коррозионной стойкостью. Наличие в литературе аналогичных данных о зависимости структурных параметров в составе качественной конструкционной стали не установлено.

Приводятся противоположные сведения [77] об отсутствии разницы в скоростях коррозии при наличии в стали феррито-перлитной или бейнитной структуры. Существование несогласующихся между собой данных связано прежде всего с тем, что исследования, представленные в работах [78-80], проводились на модельных образцах сплавов, имеющих однородную структуру. В отличие от этого в котельных углеродистых сталях, получаемых в промышленных объемах, наблюдается значительная неоднородность феррито-перлитной структуры.

В работе [81] показано, что образцы из стали марки СтЗГпс под воздействием различной термической обработки изменяли размер зерна. Установлено, что по мере увеличения размера зерна в 4 раза и доли перлитной составляющей скорость коррозии увеличивалась на 12%. В литературе есть несколько противоположных мнений относительно влияния размера зерна углеродистой стали на скорость коррозии. Например, показано, что изменение размеров зерен металла слабо влияет на скорость общей коррозии [80]. В противоположность этому высказано мнение [79], базирующееся на качественном рассмотрении и доказанности ингибирующего эффекта малого зерна при коррозии. Кроме того, разработаны патенты на добавки, уменьшающие размер зерна стали, что тоже свидетельствует о существовании связи между размером зерна и его коррозионной стойкостью [82-84].

Несмотря на перспективность использования мелкокристаллических металлов и сплавов из-за ряда уникальных свойств (механических, магнитных и т.д.), на сегодняшний день не выработан общий подход для объяснения особенностей их коррозионно-электрохимического поведения. Более того, имеющиеся данные по влиянию нанокристаллического (размер зерна 0,1-0,5 мкм) и субмикрокристаллического (<0,1 мкм) состояния на коррозионно-электрохимические свойства металлов значительно отличаются в зависимости от природы металла, способа получения, коррозионной среды, примесей и т.д. [78].

Анализ приведенных выше данных о состоянии разработанности вопроса свидетельствует о необходимости проведения дополнительных исследований влияния параметров микроструктуры стали 20 на коррозионные свойства изготовленных из нее труб для поверхностей нагрева.

1.4 Пути повышение надежности и коррозионной стойкости, используемые для труб поверхностей нагрева котлов ТЭС

Возможные пути повышения срока эксплуатации теплоэнергетического оборудования, в частности тепловоспринимающих элементов котлов, предусматривают мероприятия, которые направлены на совершенствование водно-химических режимов [85-86], на контроль металла [87-88], на использование коррозионно-стойких сталей и сплавов [89], на анализ наличия примесей и химической неоднородности [90-92]. Несмотря на прилагаемые усилия, количество коррозионных повреждений не уменьшается [16, 38]. Оценка коррозионной стойкости котельных труб по шкале, связывающей глубинный показатель коррозии (мм/год) и группу стойкости [93], показывает, что трубы из стали 20, работающие в идентичных условиях эксплуатации, отличаются на несколько баллов: от стойких (5 балл – 0,1 мм/год) до малостойких (9 балл – 5,0 мм/год). Такая разная коррозионная стойкость труб значительно снижает надежность котла и значительно повышает стационарные расходы, связанные с выходом из строя и дорогостоящим монтажом и ремонтом.

Прямыми способами уменьшения скорости коррозии являются методы уменьшающие концентрации коррозионноактивных компонентов в котловой воде [89, 94]. Применяется повышение стойкости магнетитовых пленок на внутренней поверхности труб за счет образования защитной железоксидной кальциево-карбонатной пленки, гидрофобной пленки, прочного слоя Fe_3O_4 [95].

Перспективным и достаточно простым по используемому оборудованию направлением повышения надежности теплоэнергетического оборудования является изменение свойств углеродистых сталей за счет совершенствования характеристик микроструктуры. Часть работ в этом направлении посвящена изучению эволюции структурно-фазового состояния при эксплуатации и связанного с этим неизменного снижения прочностных свойств теплоэнергетического оборудования [96-99]. В работах [8-10, 12-14, 100-102] исследуются возможности управления структурой металлических материалов, обладающей необходимыми механическими свойствами.

Исходя из данных, приведенных в предыдущем разделе, можно заключить, что наиболее используемым и доступным технологическим способом формирования микроструктуры является термическая обработка. При этом режим, увеличивающий эксплуатационные характеристики труб, должен удовлетворять следующим условиям: минимальное количество технологически простых операций, сохранение требуемых по ТУ 14-3Р-55-2001 [3] механических свойств, незначительное увеличение стоимостных показателей, возможность реализации в условиях тепловой электростанции простым и экономичным способом.

Для улучшения коррозионных свойств углеродистых сталей существует несколько возможных режимов термообработки и их сочетаний [103-104]. Одним из наиболее эффективных способов, повышающих коррозионную стойкость углеродистой стали 20, является комбинированная термообработка (закалка плюс отпуск) [105-107]. Повышенная коррозионная стойкость после закалки объясняется возникновением однородной, почти однофазной мартенситной структуры [108]. Такие режимы термической обработки в основном используют для нефтегазопроводных и нефтегазопромысловых труб, эксплуатируемых при низких температурах. Данные о термической обработке углеродистой стали 20, используемой для изготовления труб в теплоэнергетике, в публикациях представлены слабо [105, 109-110].

В практике термической обработки сталей существует широко известный способ исправления и выравнивания крупного зерна путем повторения циклов нагрева в аустенитную область с последующим охлаждением [111]. Количество таких циклов для каждой стали определяется опытным путем.

Запатентованы способы термической обработки [82-84], включающие в себя комбинации режимов при отличающихся температурах прокатки, деформации, ускоренного охлаждения и отпуска. Недостатком этих способов является их применимость только для производства труб нефтяного сортамента, эксплуатируемых в условиях низких температурах. Применение их в технологии производства или предмонтажной подготовки котельных труб может приводить к снижению уровня эксплуатационных свойств (особенно при циклических тепловых нагрузках), так как не достигается требуемая стойкость против локальной коррозии, которая представляет наибольшую опасность для труб поверхностей нагрева.

Разработан режим паровоздушной термической обработки, исследованный на образцах из стали 20, который эффективно замедляет структурную коррозию [57]. Его эффективность состоит в снижении интенсивности межкристаллитной коррозии на один-два порядка путем устранения электрохимической неоднородности термообработкой образцов в паровоздушной среде при температуре раскрытия микротрещин. Недостатком этого способа является то, что он не обеспечивает необходимой коррозионной стойкости при развитии равномерной коррозии на наружной поверхности труб, эксплуатируемых при распространенных для теплоэнергетики параметрах $t < 350$ °С, $P < 15,5$ МПа.

1.5 Обоснование задач исследования

Теплоэнергетическое оборудование относится к объектам повышенной опасности в связи с возможными экологическими и экономическими последствиями при авариях. Работоспособность тепловых электрических станций в значительной мере зависит от надежности котельного оборудования. Основными рабочими элементами парового котла

являются поверхности нагрева, которые представляют собой металлические трубчатые конструкции (элементы) с параллельным включением труб, воспринимающие тепловое излучение и омываемые горячими дымовыми газами с одной стороны, с другой – водой, пароводяной смесью и паром. Согласно статистическим данным [38], более 60 % остановов энергоблоков происходит из-за разрушений труб поверхностей нагрева. В среднем на котел в год приходится до пяти отказов. Проблема повреждаемости и преждевременного выхода из строя котельного оборудования является актуальной не только в России, но и за рубежом [112-117].

В процессе эксплуатации трубы поверхностей нагрева подвергаются воздействию высоких температур и давления, агрессивных сред. Наблюдаются и нарушения технологических режимов, поэтому надежность поверхностей нагрева котлоагрегатов зависит от множества факторов, таких как состояние водно-химического режима, состав отложений на стенках труб, вид используемого топлива, качество исходного материала, из которого изготовлены поверхности нагрева, качество работы эксплуатационного и контролирующего персонала, настройка режимов горения и т.д. Наиболее опасной является ситуация, при которой возникает одновременное воздействие нескольких факторов, например, сочетание коррозионных и иницированных золой процессов. В этом случае утонение стенки происходит за счет абразивного износа (механический износ под действием твердых частиц — абразивов (золы)). Образующийся при непосредственном контакте среды и наружной поверхности труб оксидный слой, часто действующий в спокойной среде как пассиватор коррозии, но обладающий меньшей абразивной стойкостью, чем сам металл, уносится абразивным потоком. Таким образом, протекает непрерывное удаление продуктов окисления с наружной поверхности. Срок службы труб поверхностей нагрева существенно сокращается и при сочетании коррозионных сред и наличия знакопеременных нагрузок.

Для решения проблемы повышения надежности и рабочего ресурса труб необходимо комплексное рассмотрение всей совокупности специфических условий работы котла, характеристик коррозионной стойкости, механических и микроструктурных свойств котельной стали. Поэтому в последующих разделах эти факторы рассматриваются отдельно, а результативная часть работы направлена на выявление возможности увеличения рабочего ресурса котельной стали за счет формирования микроструктуры, обладающей повышенными антикоррозионными свойствами, путем модифицирования применяемых режимов термической обработки.

Существует ряд монографий, учебных пособий и производственных инструкций [86, 118-120], в которых рассмотрены механизмы и кинетика основных видов разрушения деталей энергооборудования в условиях статических, ударных, циклических нагрузок при повышенной

и нормальной температурах, дана оценка надежности металла энергетического оборудования. Вместе с тем сведения о влиянии микроструктуры на свойства и работу энергетического оборудования в них освещены не достаточно. Таким образом, приведенный выше анализ публикаций показывает, что для качественного улучшения коррозионной стойкости труб поверхностей нагрева, эксплуатируемых при условиях $t < 350$ °С, $P < 15,5$ МПа, необходимо установить микроструктурное состояние, отвечающее за удовлетворительные эксплуатационные характеристики. На настоящий момент предупреждение коррозионных разрушений паровых котлов достигается соблюдением режимов водоподготовки и работы котлов. Процессы коррозии, протекающие на внутренней поверхности труб, контролируются организацией рационального водного режима, водоподготовки и химического контроля качества воды. Коррозионные процессы на наружной поверхности труб поверхностей нагрева являются трудноконтролируемыми.

Данных по улучшению коррозионной стойкости изделий, изготовленных из малоуглеродистых сталей, явно недостаточно для выработки единых требований к структурным характеристикам углеродистых сталей, используемых для изготовления труб поверхностей нагрева. Необходимого совершенствования характеристик структуры можно добиться путем определения оптимального режима термообработки, выявляя его возможности для повышения коррозионных свойств тепловоспринимающих элементов. При этом возможности вариантов режимов термической обработки сильно ограничены требованиями, предъявляемыми к механическим свойствам трубной стали 20 положениями ТУ 14-ЗР-55-2001 [3]. Соблюдение требований данного ТУ должно обеспечивать необходимый срок эксплуатации труб поверхностей нагрева, однако данные статистики повреждаемости, используемой в лаборатории разрушающего контроля ЗАО НДЦ НПФ «Русская лаборатория», показывают, что реальные сроки эксплуатации существенно сократились. Исследования причин повреждения труб показали, что интенсивное развитие коррозионных процессов происходит даже тогда, когда характеристики стали 20 полностью соответствуют требованиям технических условий.

При этом условия работы энергетических блоков ТЭС требуют создания узлов из дешевых коррозионностойких сталей, надежно работающих при коррозионно-эрозионном воздействии продуктов сгорания топлива в течение десятков тысяч часов.

Для увеличения эксплуатационного ресурса труб поверхностей нагрева в настоящей работе поставлены следующие задачи:

1. Выявление и систематизация типичных дефектов и повреждений труб экранной системы при сжигании экибастузского угля и причин разной коррозионной повреждаемости труб поверхностей нагрева, изготовленных из стали 20.

2. Исследование микроструктурного, структурно-фазового и напряженного состояния, механических и теплофизических свойств, определяющих эксплуатационные свойства стали 20, и их изменение при многократной нормализации;
3. Исследование коррозионной стойкости трубной стали в условиях, имитирующих среду газового тракта котла;
4. Разработка рекомендаций по повышению коррозионной стойкости труб в условиях теплогенерирующих компаний.

Глава 2. Основные методические положения исследования

2.1 Объект и предмет исследования

Материалом для исследования послужили образцы труб из малоуглеродистой стали 20 типоразмера 60×6,0 мм (состав по ГОСТ 1050-2013, мас. %: углерод 0,175±0,016, кремний 0,27±0,03, марганец 0,45±0,03, хром 0,081±0,008, никель 0,033±0,008, медь 0,041±0,008, сера 0,004±0,002, фосфор 0,007±0,002, остальное железо). На рисунке 2.1 приведен поперечный разрез котла БКЗ-420-140. Цветом обозначены трубы, изготовленные из стали 20 (зеленые – паропроводящие и опускные трубы, красные – трубы поверхностей нагрева). Выбор для исследования элементов котла типа БКЗ-420-140 связан с преимущественным распространением таких котлов в Омской энергетике.

В соответствии с поставленными задачами были проанализированы несколько групп образцов, отличающихся эксплуатационной историей.

Группа 1. Поврежденные трубы, разрушенные с признаками коррозионных проявлений после различных сроков эксплуатации (параметры эксплуатации: 345°С, 155 кгс/см²). Выбор группы обусловлен задачей выявления и систематизации коррозионных повреждений труб экранной системы.

Группа 2. Трубы полностью демонтированных панелей экранов задней стенки в период капитального ремонта котлоагрегата типа БКЗ-420-140 после 127 тыс. часов эксплуатации. Демонтаж указанной поверхности вызван тем, что толщины стенок данных труб утонились до величин меньших минимально-допустимых согласно нормам расчета на прочность [121] в результате протекания на наружной поверхности общей высокотемпературной коррозии. Плоскость экрана состоит из шести панелей с 8 по 13 по 19, 20, 36, 24, 20 и 19 труб соответственно. Для исследования было выбрано по несколько труб из каждой панели, из них изготовлены образцы, взятые в трех сечениях по высоте. Формуляр с указанием мест вырезки образцов приведен на рисунке 2.2. Нумерация образцов, вырезанных с отметки 10 м – образцы № 1-10, с отметки 20 м – образцы № 11-20, с отметки 30 м – образцы № 21-30. Размер предоставленных образцов составил 300 мм. Такой выбор образцов связан с тем, что нужно учесть влияние места расположения трубы в тепловоспринимающей панели на скорость коррозии. Необходимость исследования этой группы связана с задачей по установлению влияния факторов структурных свойств на скорость наиболее распространенной общей наружной коррозии.

Группа 3. Сертифицированные бесшовные горячедеформированные трубы в состоянии заводской поставки. Анализ этих труб позволит охарактеризовать исходное состояние и его изменение после всех режимов термообработки. В связи с этим образцы третьей группы были

заказаны по условиям ГОСТ 8731-74, но без термообработки, в отличие образцов первых двух групп, которые были поставлены на ТЭС после термообработки согласно ТУ 14-3Р-55-2001 [3]. Химический состав исследуемых образцов третьей группы приведен в таблице 2.1.

Схема испытаний показана на рисунке 2.3, структурная схема, иллюстрирующая виды испытаний по группам труб, представлена на рисунке 2.4.

Таблица 2.1 – Химический состав исследуемых образцов

Результаты Образцы	Массовая доля химических элементов, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S
Исследуемые образцы	0,175 ±0,016	0,45 ±0,03	0,27 ±0,03	0,081 ±0,008	0,033 ±0,008	0,041 ±0,008	0,007 ±0,002	0,004 ±0,002
Состав стали 20 по ГОСТ 1050-2013	0,17-0,24	0,35-0,65	0,17-0,37	≤0,25	≤0,3	≤0,3	≤0,030	≤0,035

Для решения поставленных в настоящей работе задач необходимо установить определяющий критерий: связь «параметр – процесс». В качестве процесса, определяющего рабочий ресурс экранных труб, как выше установлено, выступает скорость наружной коррозии ($V_{нк}$), а параметра – структурное состояние после различных режимов термической обработки. Для анализа $V_{нк}$ разработаны методики эксперимента, приведенные ниже (п.2.3). Для контроля изменения структурного состояния в процессе эксперимента пользовались стандартизированными методиками. Гостированные методики отвечают следующим требованиям: воспроизводимость, правильность, сходимост, что позволит сравнивать результаты анализа с другими исследованиями.

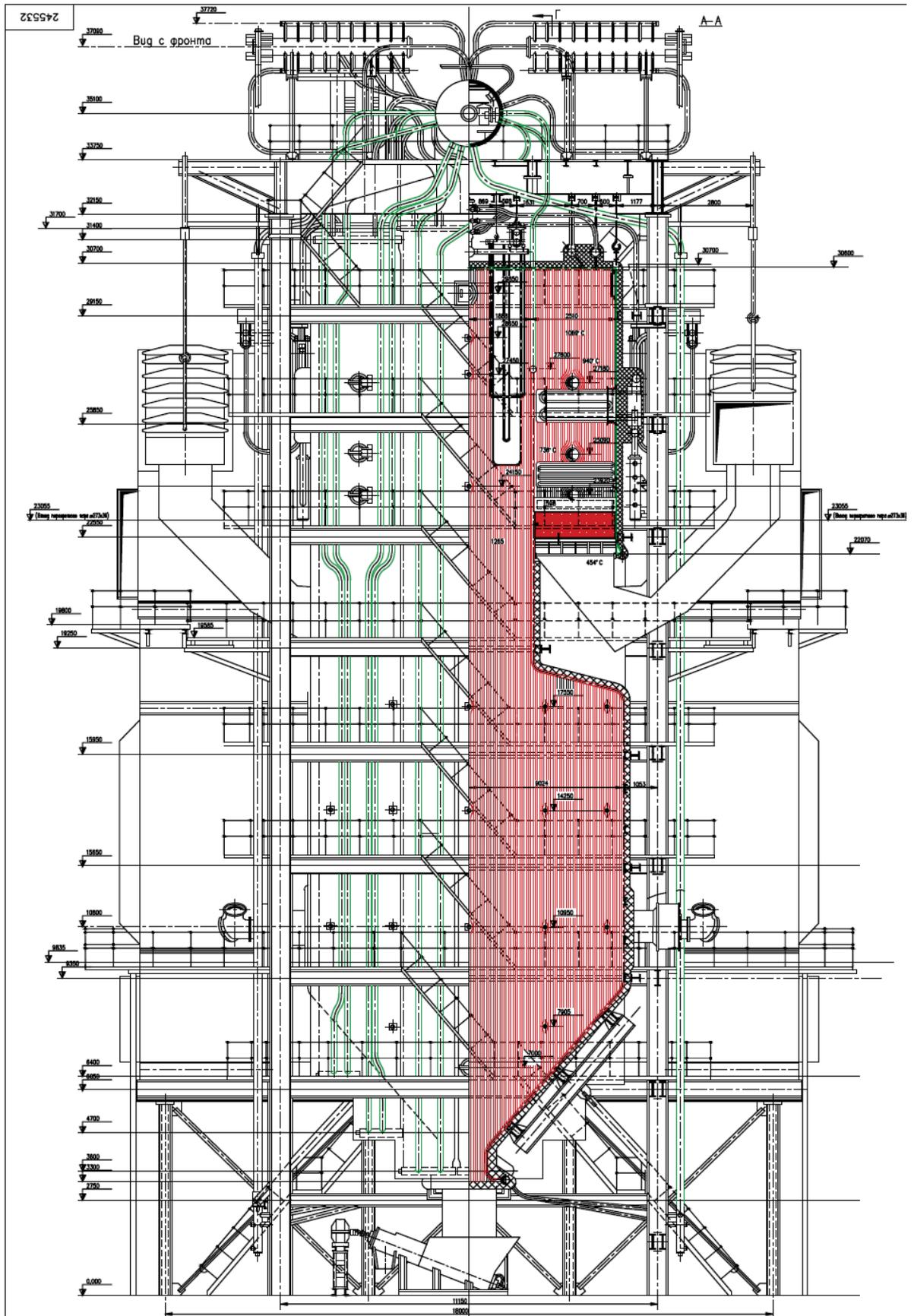


Рисунок 2.1 - Поперечный разрез котла БКЗ-420-140. Цветом обозначены трубы, изготовленные из стали 20 (зеленые - паропроводящие и опускные трубы, красные- трубы поверхностей нагрева)

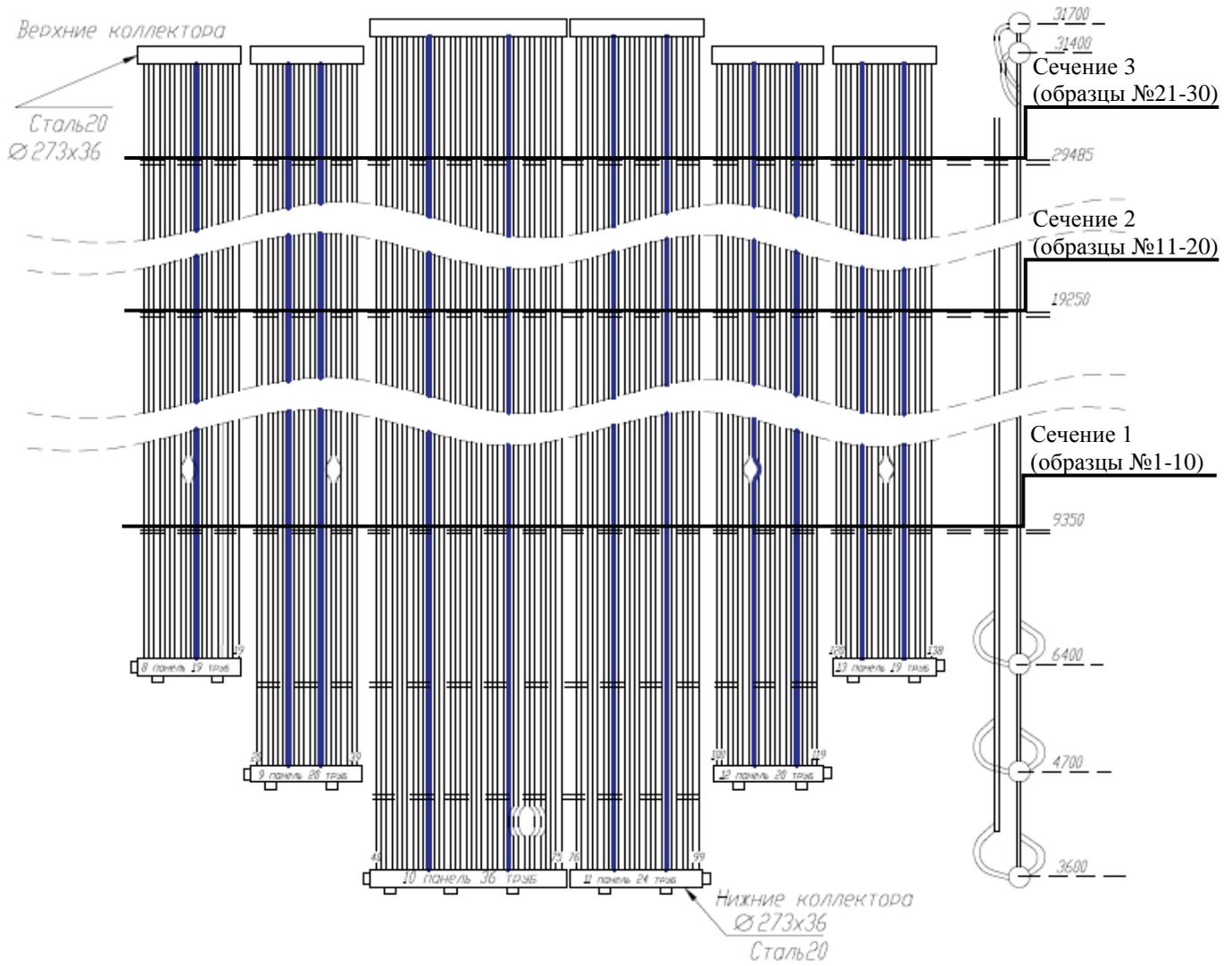


Рисунок 2.2 - Формуляр заднего экрана с указанием мест вырезки исследованных образцов
(выделены синим)

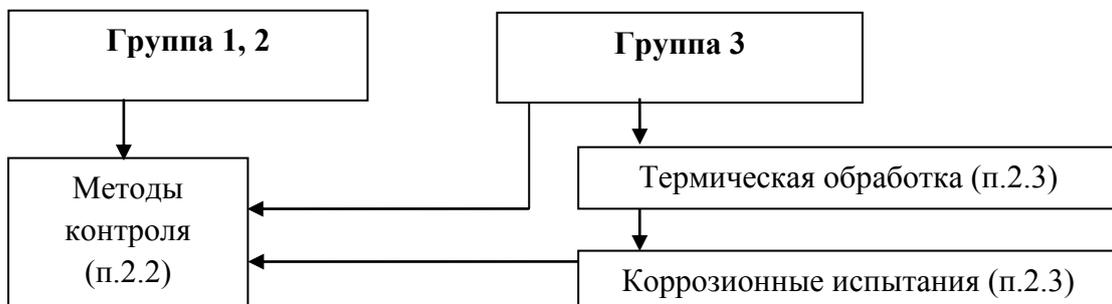


Рисунок 2.3 – Схема испытаний

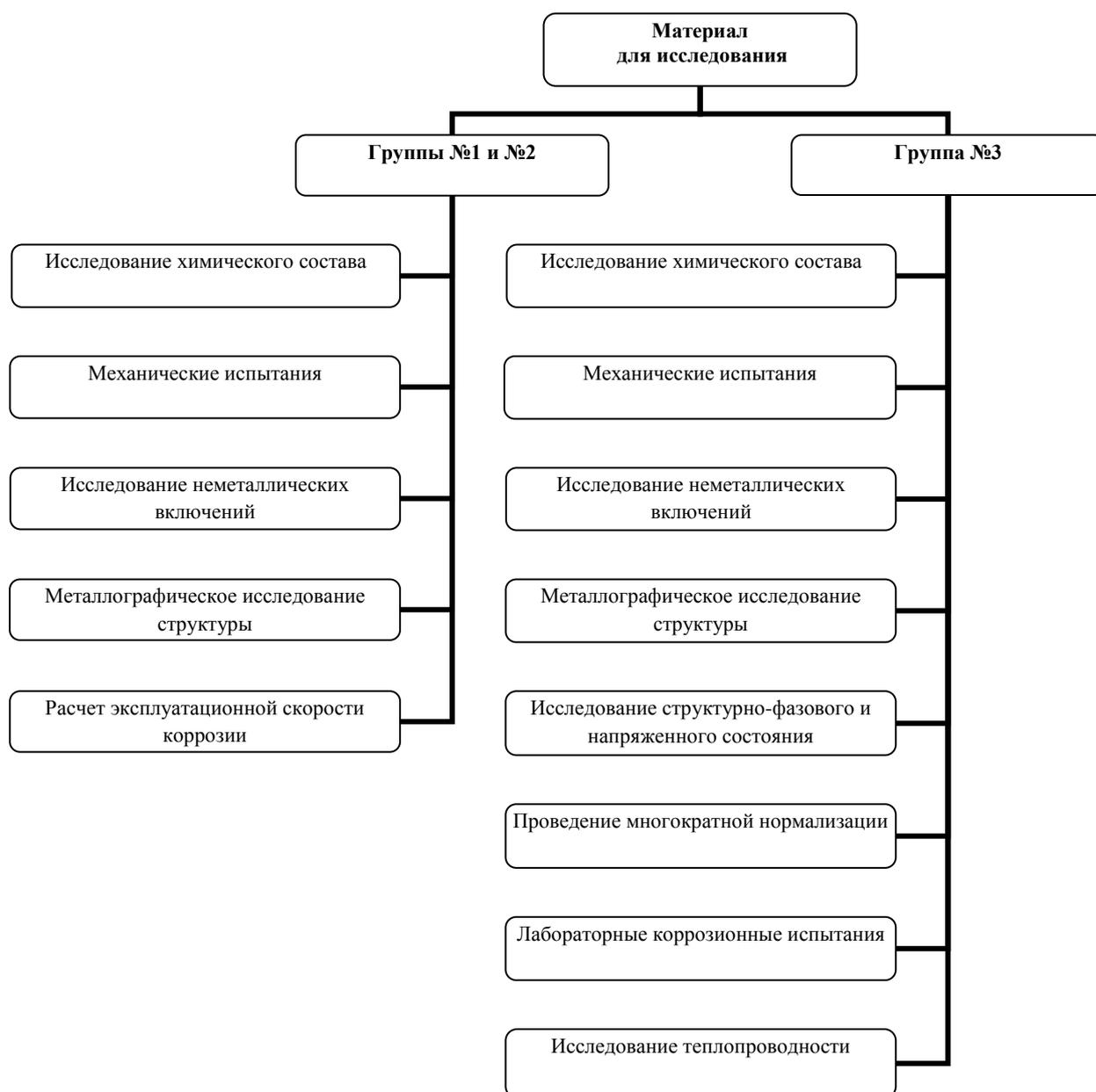


Рисунок 2.4 – Виды испытаний по группам труб

2.2 Методы контроля изменения параметров образцов в процессе эксперимента

На стандартизированные методы исследования котельных труб имеются гостированные методики, большинство из которых являются обязательными для экспертных оценок [27]. Они направлены на: исследование химического состава, наличие и состав неметаллических включений, металлографические параметры структуры и механические свойства. Все указанные в данном разделе методы использованы для анализа образцов первых двух групп. Также они использованы для анализа образцов после всех режимов термической обработки (рисунок 2.2). Исследование структурно-фазового и напряженного состояния проведено по методике, изложенной в [122], определение коэффициентов теплопроводности проведено стационарным методом [123] по методическим указаниям на лабораторной установке.

1. Химический анализ выполнен по методике для количественного элементного состава с помощью оптического эмиссионного спектрометра ДФС-500, зав. № 110070, производства ЗАО «ОКБ СПЕКТР», г. Санкт-Петербург, по ГОСТ 18895-97 [124]. Оценка погрешности результатов анализа проведена по [124]. Погрешность анализа варьировалась от 3 % (при концентрации элементов от 1 %) до 10 % (при концентрации элементов до 1 %).

2. Механические свойства образцов определяли стандартными методами на разрывной машине Р-5, зав. № 169. Предел прочности (σ_b), предел текучести (σ_T), относительное удлинение (δ), относительное сужение (ψ) определяли при одноосном растяжении по ГОСТ 10006-80 [125], ГОСТ 1497-84 [126] с оценкой полученных результатов по ТУ 14-ЗР-55-2001 [3]. Погрешность результата анализа проведена по [125-127]. Погрешность анализа составила ≤ 2 %.

3. Металлографический анализ проведен на специально подготовленных образцах, которые были изготовлены с помощью отрезного LaboTom-3 и шлифовально-полировального LaboPol-2 станков производства «Struers A/S» (Дания). Наличие рециркуляционного, спреерного охлаждения и многоступенчатая система подготовки шлифов позволяет избежать прижога, выделения тепла в процессе резания и шлифования и изменения структуры образца. Отрезанные образцы подвергались холодному запрессовыванию (заливке) в эпоксидной смоле, что предотвращает завал краев и обеспечивает необходимую ориентацию образцов.

Подбор реагентов для микроанализа был произведен согласно отраслевому стандарту [127]. Для травления образцов использовался 4% спиртовой раствор HNO_3 .

Для морфологического анализа структурных составляющих стали и оценки качества поверхности применялся металлографический анализатор фрагментов микроструктуры твердых тел "Ресурс С7", включающий в себя инвертированный микроскоп Olympus GF41 с программным обеспечением SIAMS Photolab (относительная погрешность измерений от $\pm 0,25$ % (при увеличении до *500 включительно) до $\pm 0,65$ % (при увеличении свыше *500)). Программный комплекс данного анализатора специально дополнен и доработан для задач настоящей работы специалистами компании ООО «Сиамс» (г.Екатеринбург). Схема нарезки и маркировки образцов представлена на рисунке 2.5. Микрорельеф поверхности изучался по всей окружности трубы. Для изучения градиента характеристик структуры по толщине стенки трубы из нее было вырезано кольцо, которое условно было разделено на четыре сегмента (обозначены 1,2,3,4 на рисунке 2.5). Стенка каждого сегмента трубы была разделена на шесть равных по толщине участков, пронумерованных в последовательности от внешней к внутренней поверхности трубы (1,2,3,...,6), в каждом из которых изучалась микроструктура (число полей зрения на каждом участке составило 30, площадь анализа – $7,8 \text{ мм}^2$).

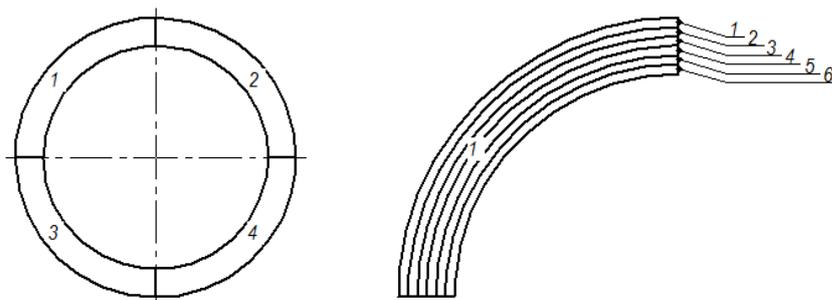


Рисунок 2.5 – Схема нарезки и маркировки образцов

Программа анализа микроструктуры позволяет в автоматическом режиме рассчитывать размер зерен феррита, соотношение феррита-перлита, количество и вид неметаллических включений, фактор разнотерности и по полученным данным строить гистограммы распределения этих величин.

Расчет фактора разнотерности проводился в программном комплексе в соответствии с [128] по формуле:

$$F_z = \frac{f_{\max} \cdot Z_{\max}}{\sum f_i \cdot Z_i}, \quad (2.1)$$

где $f_i, \%$ – доля зерна с определенным номером, $f_{\max}, \%$ – доля зерна, занимающего максимальную площадь на шлифе, Z_i – номер зерна, Z_{\max} – номер зерна, занимающего максимальную площадь на шлифе.

4. Содержание неметаллических включений оценивали в соответствии с ГОСТ 1778-70 [75] сравнением с эталонными шкалами (метод Ш) при осмотре всей площади нетравленных шлифов с продольным направлением волокон. Оценку коррозионно-активных неметаллических включений (КАНВ) производили по методике, разработанной НИФХИ им. Л.Я.Карпова (г. Москва) и ОАО «Северсталь» (г. Череповец). Для выявления включений первого типа (включения на основе алюминатов кальция, которые дополнительно могут содержать кремний, магний и др.) применялся реактив, содержащий 10% раствор HNO_3 в этиловом спирте, в который добавляется из расчета 0,6 мл на 10 мл реактива вода с содержанием ионов хлора 5-100 мг/л. Шлифы подвергались травлению от 1 до 10 секунд. Характерным признаком включений является темный ореол, ограничивающий область пониженной травимости стали вокруг включения (рисунок 2.6).

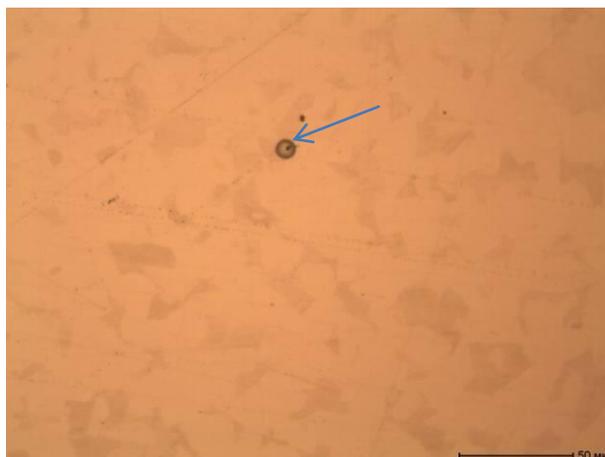


Рисунок 2.6 – Вид КАНВ первого типа

5. Исследование структурно-фазового и напряженного состояния образцов проводилось с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3М ($\lambda_{\text{Cu}}=1,54178\text{Å}$) и растрового электронного микроскопа Zeiss SIGMA VP. Режимы съемки дифрактограмм выбраны в соответствии с рекомендациями [129]. Измерение локального химического состава было проведено методом EDS при помощи детектора X-Max и программного обеспечения INCA Oxford Instruments. Картины дифракции отраженных электронов были получены на приставке HKL NORDLYSS с программным обеспечением Channel 5. Погрешность измерений не превышает 3%.

Рентгенофазовым анализом исследовали фазовый состав образцов. Для этого на снятых рентгенограммах определяли не менее трех характеристических пиков, соответствующих определяемой фазе. По формуле Вульфа-Брегга (2.3) рассчитывали межплоскостное расстояние:

$$2d \cdot \sin \Theta = n \cdot \lambda, \quad (2.3)$$

где d – межплоскостное расстояние, Θ – угол дифракции на рентгенограмме, λ – длина волны, n – порядок дифракционного максимума.

Совпадение (в пределах ошибок эксперимента) опытных и табличных значений d/n и относительной интенсивности линий позволяет однозначно идентифицировать присутствующую в образце фазу. Межплоскостные расстояния для различных неорганических фаз имеются в ряде справочников. Наиболее полный и постоянно обновляемый определитель фаз – картотека ASTM (Американское общество испытаний материалов) [130] и издание Объединенного комитета по порошковым дифракционным стандартам (JCPDS) [131].

Определение периода кристаллической решетки рассчитывалось по формуле Вульфа-Брегга (2.3) и по соотношению (2.4), связывающему индексы (hkl) с межплоскостным расстоянием для данного типа кристаллической решетки:

$$a_i = d_i \cdot (H_i^2 + K_i^2 + L_i^2)^{1/2} \quad (2.4)$$

Погрешность измерений стремится к нулю при Θ , стремящемся к 90° . При экстраполяции экспериментальных значений параметров элементарной решетки к углу 90° , применяли экстраполяционную функцию Нельсона-Райли [132]:

$$f = 1/2 \cdot [\cos^2 \Theta / \sin \Theta + \cos^2 \Theta / \Theta] \quad (2.5)$$

Экспериментальные значения параметра ячейки феррита экстраполируются уравнением прямой вида: $a_{\text{яч}} = Af + B$, коэффициенты A и B находятся по методу наименьших квадратов [122, 133], результаты приведены в таблицах П1.8 и П1.9.

Определение внутренних напряжений в исследуемых образцах проводили в соответствии с методикой, изложенной в работе Л.Л. Любимовой с сотрудниками [61]. При определении суммы главных напряжений использовали соотношение (2.6):

$$\sigma_1 = \frac{-E}{\mu} \left[\frac{(d_{\perp} - d_0)}{d_0} \right], \quad (2.6)$$

где d_0 – межплоскостное расстояние для ненапряженного материала; d_{\perp} – среднее межплоскостное расстояние для напряженного материала в направлении, перпендикулярном к поверхности образца, E – модуль упругости (модуль Юнга); μ – коэффициент Пуассона.

Микронапряжения изучали по изменению величины физического уширения линий β , определяемого факторами несовершенства структуры (дисперсностью, микроискажениями, дефектами упаковки и т. д.). Выделение физического уширения β из экспериментальной линии B проводили с использованием метода аппроксимации [122], используя функции, которые хорошо себя зарекомендовали во многих работах, такими, как функции Гаусса, Коши, Фойгта и др., которые часто используют для описания профилей различных спектральных линий (таблица 2.2).

Пригодность аппроксимирующей функции проверяется построением графиков (в спрямленных осях) в координатах: для функции Гаусса: $\ln y = f(x^2)$, для Коши: $(\frac{1}{y}) - 1 = f(x^2)$, для Фойгта: $(\frac{1}{\sqrt{y}}) - 1 = f(x^2)$. Где y - интенсивность линии, x – равные отрезки в произвольных линейных единицах, соответствующих углу дифракции.

Введением поправки на дублетное строение K_{α} -линии, определяли физическое уширение β [122]. Найденное физическое уширение β использовали для определения размеров области когерентного рассеяния в направлении, перпендикулярном отражающей плоскости с индексами НКЛ:

$$D_{hkl} = n\lambda / \beta \cdot \cos \Theta, \quad (2.7)$$

где D_{hkl} – размер области когерентного рассеяния в ангстремах, λ – длина волны излучения, Θ – угол рассеяния, β – физическое уширение линии на дифрактограмме в радианах, n – коэффициент, зависящий от формы частицы и близкий к 1.

Таблица 2.2 – Расчет физического уширения [122]

Экспериментальная кривая $g(y)$	Эталонная кривая $f(x)$	Физическое уширение β
$g(y) = \frac{1}{1 + k_2^2 y^2}$	$f(x) = \frac{1}{1 + k_1^2 x^2}$	$\beta = B - b$
$g(y) = \frac{1}{(1 + k_1^2 y^2)^2}$	$f(x) = \frac{1}{(1 + k_1^2 x^2)^2}$	$\beta = \frac{B}{2} \left(1 - \frac{b}{B} + \sqrt{1 - \frac{b}{B}}\right)$
$g(y) = e^{-k_1^2 y^2}$	$f(x) = e^{-k_1^2 x^2}$	$\beta^2 = B^2 - b^2$

Необходимо оценивать вклад в уширение β от дисперсности m и от микронапряжений n . Зная истинные физические уширения β_1 и β_2 двух порядков отражения от одной и той же системы плоскостей (НКЛ), можно провести качественную оценку доли влияния факторов размера частиц и микронапряжений. Если уширение вызвано только микроискажениями:

$$\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\operatorname{tg} \Theta_2}{\operatorname{tg} \Theta_1}. \quad (2.8)$$

Если уширение вызвано только мелким размером частиц:

$$\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\cos \Theta_1}{\cos \Theta_2}. \quad (2.9)$$

Если же уширение вызвано обоими этими факторами, то отношение истинных физических уширений находится между отношением косинусов и тангенсов:

$$\frac{\cos \Theta_1}{\cos \Theta_2} < \frac{\beta_2}{\beta_1} < \frac{\operatorname{tg} \Theta_2}{\operatorname{tg} \Theta_1}. \quad (2.10)$$

Если из условий эксперимента установлено, что истинное физическое уширение линии (НКЛ) вызвано или исключительно микронапряжениями, или только измельчением кристаллитов, то средняя величина микроискажений рассчитывается по формуле:

$$\frac{\Delta d}{d} = \frac{\beta}{4 \operatorname{tg} \Theta_{hkl}}. \quad (2.11)$$

2.3 Методики экспериментов

1. Многократная нормализация при расширенном диапазоне температурных параметров и количества циклов проводилась с использованием режимов нормализации: температура 900, 910, 920, 930, 940, 950 °С; количество циклов от 1-го до 5-ти для каждой

температуры. Нормализация проводилась в электропечи камерной СНОЛ-1,4.2,5.1,2/12,5-И1 со скоростью набора температуры 20 °С/мин. Для каждой температуры нормализации из трубной заготовки было вырезано по 20 отрезков длиной 100 мм. Все 20 отрезков подвергались однократной нормализации, для этого они помещались в печь, нагретую до заданной температуры и выдерживались в ней 12 минут (120 с/мм). После этого партия образцов охлаждалась на воздухе до комнатной температуры, от нее отбирались 4 образца, оставшиеся образцы подвергались повторной нормализации, после которой опять отбиралось 4 образца и так далее. Последние образцы подвергались пятому циклу нормализации.

По методикам, указанным в п.2.2., была испытана 31 партия образцов (включая образцы в состоянии заводской поставки). Все исследования, приведенные ниже, также были проведены для образцов после каждого режима термообработки.

2. Лабораторные испытания коррозионной стойкости предусматривали выделение основных количественных показателей коррозии и коррозионной стойкости металла согласно ГОСТ 9.908-85 [134]. Для ряда коррозионных эффектов (интегральных показателей коррозии) приведены соответствующие им скоростные (дифференциальные) показатели коррозии в таблице 2.3.

Таблица 2.3 – Основные количественные показатели коррозии и коррозионной стойкости при сплошной коррозии [134]

Вид коррозии	Коррозионный эффект (интегральный показатель коррозии)	Скоростной (дифференциальный) показатель коррозии	Показатель коррозионной стойкости
Сплошная коррозия	Глубина проникновения коррозии	Линейная скорость коррозии (V_l)	Время проникновения коррозии на допустимую (заданную) глубину
	Потеря массы на единицу площади	Скорость убыли массы (V_m)	Время до уменьшения массы на допустимую (заданную) величину

Скорость коррозии образцов труб после эксплуатации (для образцов группы 2) определяли как отношение толщины стенки ко времени эксплуатации труб поверхностей нагрева:

$$V_l = \frac{l_0 - l_i}{\tau}, \quad (2.12)$$

где V_l – скорость коррозии (линейная скорость коррозии), мм/10⁵ ч; l_0 – исходная толщина стенки образцов, мм; l_i – толщина стенки образцов после эксплуатации, мм; τ – наработка, 10⁵ ч.

Лабораторные коррозионные испытания (образцов группы 3) в стационарных условиях заключались в выдержке образцов в модельной среде, имитирующей состав продуктов сгорания экибастузских углей. Анализы отложений на наружной поверхности экранных труб

котла БКЗ-420-140 и протоколы контрольных измерений выбросов показали, что основными продуктами коррозии являются FeS и Fe₃O₄. Для оценки коррозионной стойкости малоуглеродистой стали, предназначенной для эксплуатации в агрессивных средах, содержащих сероводород и кислород, известен запатентованный способ [135]. Сущность способа заключается в том, что испытуемый образец подвергают в течение определенного времени воздействию агрессивной среды, определяют изменение массы образца и по нему судят о скорости коррозии. Для этого испытания выбирались по десять образцов после каждого режима термообработки, образцы размером 10×30×6 мм взвешивались на аналитических весах (весы DL-300WP фирмы «A&D Company Ltd.», Япония), помещались в колбу, оснащенную обратным холодильником, заливались 1N раствором Na₂S. Скорость коррозии на данном этапе лимитируется образованием плотной пленки нерастворимых в данной среде сульфидов FeS, покрывающей всю поверхность образца. По истечении времени выдержки в агрессивную среду для растворения образовавшихся на первой стадии испытаний сульфидов и растворения металла образца добавлялось расчетное количество 1N раствора соляной кислоты. При определении скорости коррозии время выдержки испытуемого образца в агрессивной среде считалось с момента добавления в эту среду раствора соляной кислоты. В полученном растворе образцы выдерживались в течение 24 часов (τ_1). Затем половина образцов каждого режима термообработки вынималась из раствора и оставшиеся образцы выдерживались в растворе еще в течение 144 часов (суммарное время выдержки в этом случае составляет 168 часов (τ_2)). При этом в растворе протекают следующие реакции:



Продукты коррозии удалялись в соответствии с ГОСТ 9.907-83 [136] (выдержка в течение 5-10 минут в растворе ингибированной HCl). Образцы высушивались фильтровальной бумагой, промывались ацетоном для полного удаления влаги и взвешивались, масса находилась как среднее значение между двумя параллельными опытами. Скорость коррозии каждого образца рассчитывалась как отношение потери массы образца ко времени испытания:

$$V_m = \frac{m_0 - m_i}{\tau}, \quad (2.13)$$

где V_m – скорость коррозии (скорость убыли массы), г/ч; m_0 – исходная масса образцов, г; m_i – масса образца после испытания, г; τ – время испытания, ч.

Оценка коррозионных отложений, образовавшихся в агрессивном растворе, проводилась без их удаления непосредственно на образцах на микроскопе Neophot-2.

Определение типа коррозии, формы коррозионного поражения, распределения коррозионного поражения в исследуемых образцах из стали 20 проводилось

металлографическим методом с помощью сравнения с соответствующими типовыми формами, а также измерения глубины коррозионного поражения на металлографическом шлифе [134] подобно изложенному выше в п.2.2.

2.4 Обработка результатов измерений

Выбранные методики измерений базируются на известных и доказанных научных положениях. Достоверность полученных результатов определяется применением современных методов исследований (растровая электронная микроскопия, рентгеновский микроанализ, рентгенофазовый анализ и др.). Результаты экспериментов получены на современном, сертифицированном, откалиброванном и поверенном оборудовании. Степень достоверности полученных данных составляет не менее 95%.

Обработка результатов для вычисления погрешностей оценки измеряемой величины проведена в соответствии с ГОСТ [137], в котором изложены требования к методам обработки результатов измерений. Порядок обработки результатов представляет собой последовательность следующих операций.

- 1) Вычисление среднего арифметического значения \bar{x} :

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i, \quad (2.14)$$

где x_i – i -й результат измерений, n - число результатов измерений.

- 2) Вычисление среднего квадратичного отклонения S :

$$S = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n(n-1)}} \quad (2.15)$$

3) Исключение грубых погрешностей. Для этого используется критерий Граббса (G), который вычисляют для наименьшего x_{\min} и наибольшего x_{\max} результата измерений:

$$G_1 = \frac{|x_{\max} - \bar{x}|}{S}, \quad G_2 = \frac{|x_{\min} - \bar{x}|}{S} \quad (2.15)$$

Полученные значения сравнивают с теоретическим значением G_T , приведенным в [137]: если $G_{1,2} > G_T$, то x_{\max} или x_{\min} исключают как маловероятное значение.

- 4) Вычисление доверительных границ случайной погрешности измеряемой величины Δ :

$$\Delta = t \cdot S, \quad (2.16)$$

где t – коэффициент Стьюдента, который в зависимости от доверительной вероятности и числа результатов измерений находят по [137].

- 5) Конечные результаты представляют в виде:

$$\bar{x} \pm \Delta \quad (2.17)$$

Пример оценки погрешности измерений параметра кристаллической решетки стали 20:

1) среднее арифметическое равно:

$$\bar{a} = \frac{a_1 + a_2 + a_3}{3} = 2,8824 \text{ \AA}; \quad (2.18)$$

2) среднее квадратичное отклонение составляет:

$$S = 1 \cdot 10^{-4}; \quad (2.19)$$

3) коэффициент Стьюдента для данных значений составляет 3,182, при этом доверительные границы случайной погрешности измеряемой величины равны:

$$\Delta = 1 \cdot 10^{-4} \cdot 3,182 = 0,0003; \quad (2.20)$$

4) конечный результат измерения значения параметра кристаллической решетки:

$$a = 2,8824 \pm 0,0003 \text{ \AA}. \quad (2.21)$$

Погрешность величины $Y = \varphi(x_1, \dots, x_n)$, являющейся функцией аргументов, определенных независимо друг от друга, определяется погрешностью каждого аргумента, что приводит к появлению составляющих погрешности функции:

$$\Delta Y = \frac{\partial \varphi}{\partial x_i} \cdot \Delta X_i. \quad (2.22)$$

Пример оценки погрешности определения внутренних напряжений II рода.

Расчет микронапряжений II рода ведется по 2.11, поэтому определяемая погрешность зависит от величины n_2 (часть истинного уширения дифракционной линии, ответственной за микронапряжения) и точности измерения угла Θ :

$$\Delta \sigma = \sqrt{\left(\frac{\partial \sigma_{II}}{\partial n_2}\right)^2 (\Delta n_2)^2 + \left(\frac{\partial \sigma_{II}}{\partial \Theta_2}\right)^2 (\Delta \Theta_2)^2}, \quad (2.23)$$

где $\frac{\partial \sigma_{II}}{\partial n_2}$, $\frac{\partial \sigma_{II}}{\partial \Theta_2}$ – частные производные функции σ_{II} по n_2 и Θ_2 .

Выполненная расчетная оценка показывает, что $\Delta \sigma_{II} = \pm 10\%$.

Глава 3. Исследование повреждаемости труб поверхностей нагрева котлоагрегатов на примере тепловых электростанций АО «ТГК-11»

3.1. Классификация эксплуатационных повреждений

В процессе эксплуатации котельного оборудования тепловых электростанций наблюдаются вызванные различными причинами повреждения, которые сопровождаются остановами агрегатов и значительным материальным ущербом. При разработке систем мероприятий по предупреждению повреждений трубных элементов котельных агрегатов крайне важно установить причины, вызвавшие разрушение. Установлено, что дефекты, являющиеся причинами повреждения, могут возникать как на стадии изготовления и монтажа поверхностей нагрева, так и в процессе эксплуатации. Одной из причин разрушения котельных труб является неудовлетворительное качество металла, имеющего даже в состоянии поставки поверхностные или внутренние дефекты, остатки которых сохраняются в трубах после всех технологических операций.

Анализом послеаварийных исследований труб поверхностей нагрева котлов типа БКЗ-420-140 Омских ТЭЦ, работающих на экибастузских углях, которые проводились за последние 10 лет с участием автора, систематизированы и выделены основные проблемы эксплуатации (рисунок.3.1). Было проанализировано 198 образцов с 15 котлов, что позволило выявить и классифицировать коррозионные повреждения труб экранной системы котлов Омских ТЭЦ. Количество дефектных труб, относящихся к отдельным причинам повреждаемости, показано на рисунке 3.2а, а их процентное распределение приведено на рисунке 3.2. При анализе учитывалось место расположения поврежденной трубы в тепловоспринимающей панели, для чего в формуляры заносились координаты места повреждения (рисунок 3.3). Статистический анализ, выполненный автором и лабораторией разрушающего контроля ЗАО НДЦ НПФ «Русская лаборатория» (г. Омск), свидетельствует, что около 80 % аварийных остановов котлов связано с повреждениями теплообменных труб. Большая часть из них произошла из-за развития процессов коррозии на наружной поверхности (~ 39 %) (рисунок 3.2). Поскольку именно коррозионные процессы определяют скорость развития повреждения и рабочий ресурс труб, а наличие у соседних труб разной коррозионной стойкости в идентичных условиях эксплуатации не позволяет надежно рассчитать остаточный ресурс, необходима комплексная оценка структуры и свойств металла котельных труб.

Комплексная оценка включает в себя исследование химического состава, механические испытания, металлографическое исследование структуры, анализ неметаллических включений, расчет эксплуатационной скорости коррозии. Такое исследование в данной работе проведено на коррозионно-поврежденных образцах Омских ТЭЦ-3, 4, 5, а также на образцах, вырезанных

после различных сроков эксплуатации. Также в соответствии с поставленной задачей проведен анализ структуры и рельефа поверхностей котельных труб в состоянии поставки, что направлено на получение информации для прогнозных заключений о надежности и преобладающих механизмах повреждаемости, которые будут развиваться в процессе эксплуатации.

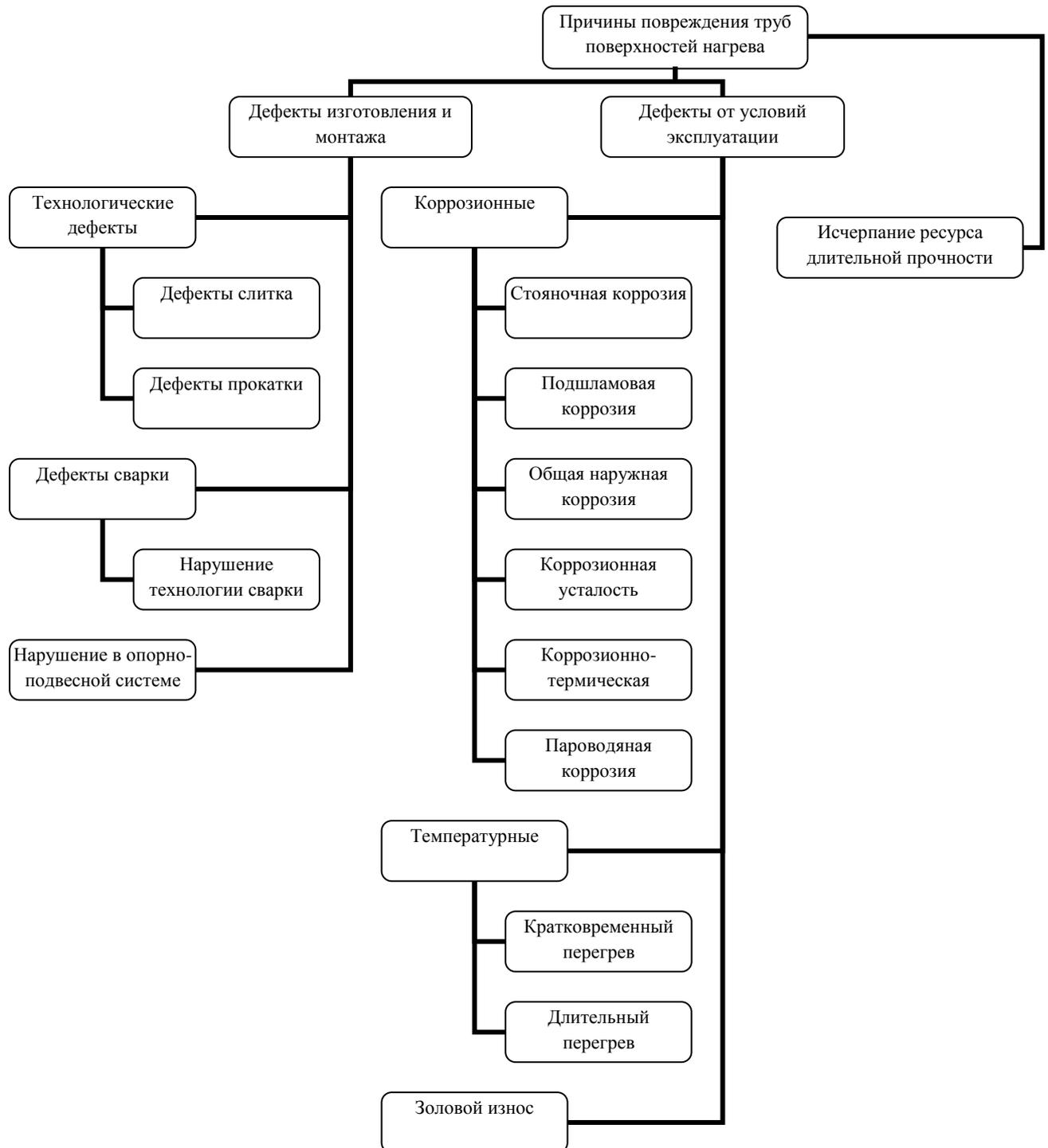


Рисунок 3.1. Классификация причин повреждений поверхностей нагрева исследованных котлоагрегатов

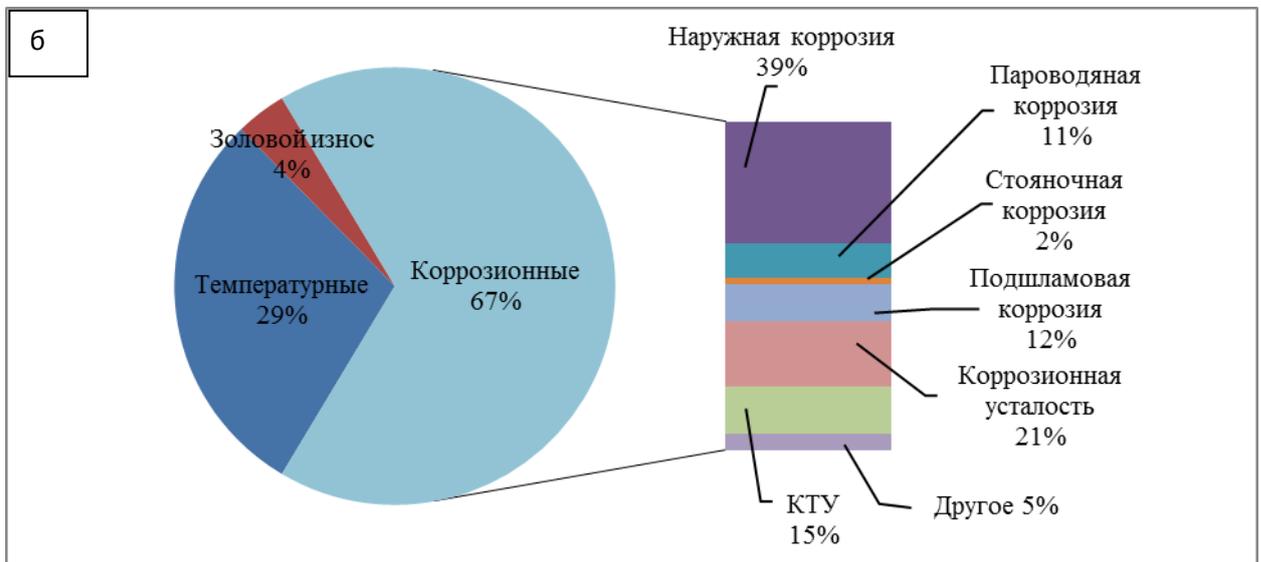


Рисунок 3.2 – Количество дефектных труб по причинам повреждаемости (а) и вклад различных факторов в повреждаемость (б)

При анализе причин повреждений труб обычно разрабатывается необходимая система контроля в целях последующего своевременного выявления повреждений и повышения надежности и безопасности эксплуатации. Поэтому необходимо учитывать механизмы процессов, характерных для основных видов коррозии теплоэнергетического оборудования. Ранее было показано, что основными процессами, ответственными за развитие эксплуатационных повреждений, являются коррозионные изменения металла. В связи с чем представляется важным оценить микроструктурные особенности поврежденных элементов котельных труб при различных механизмах разрушения.

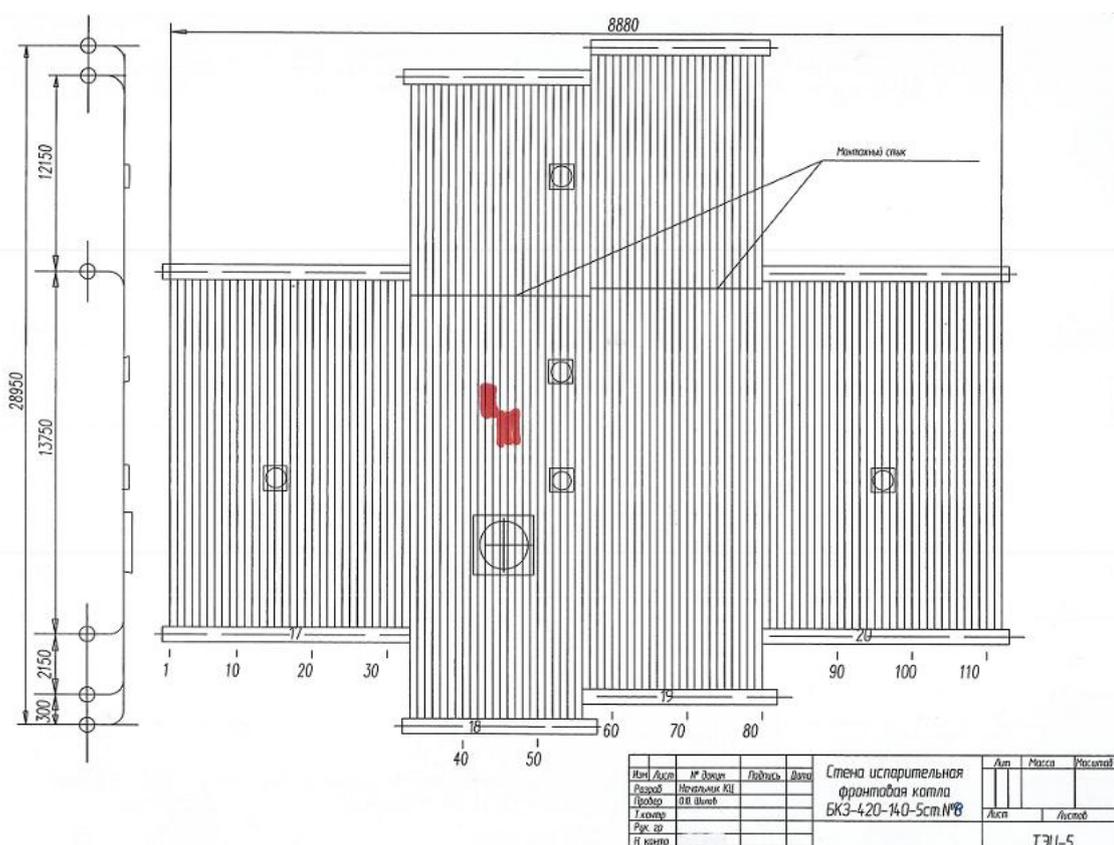


Рисунок 3.3 – Формуляр с указанием мест расположения дефектных труб

Ниже рассмотрены основные особенности разрушения труб поверхностей нагрева из углеродистой стали 20, встречающиеся в практике эксплуатации Омских ТЭЦ. Приведена структура во всех исследованных зонах рассмотренных образцов.

3.2. Структура и свойства металла коррозионно-поврежденных котельных труб

Согласно статистическим данным, приведенным в п.3.1., общая наружная коррозия (высокотемпературная коррозия на наружной поверхности труб) является наиболее частой причиной повреждения труб поверхностей нагрева (~ 39 %). Типичные повреждения труб из стали 20 после развития указанного вида коррозии показаны на рисунках 3.4, 3.5, 3.9.

Один из образцов (пример 1) представляет собой разрушенную экранную трубу (рисунки 3.4, 3.5) после 175 тыс. часов эксплуатации при номинальных параметрах 15,9 МПа, 345 °С. Повреждение произошло по линии внешнего обвода трубы со стороны обмуровки и образовало вырыв участка металла размером 80×50 мм. Диаметр трубы по краям повреждения составляет – 57,6-59,0 мм, наружный диаметр по краям представленного фрагмента уменьшен до 56,4-59,0 мм, толщина стенки неповрежденной части – от 2,6 мм (со стороны топки) до 5,8 мм (с тыльной стороны), толщина кромок 1,0-3,0 мм. Наружная поверхность со стороны повреждения покрыта

слоистыми бурыми отложениями до 2,0 мм, с противоположной стороны – бурый налет. На внутренней поверхности – черно-бурый налет.

Наружная поверхность под коррозионными отложениями сплошь «изъедена» следами воздействия глубокой общей коррозии металла (рисунок 3.5). При этом отчетливо видно, что утонение стенки происходило только с наружной поверхности, тогда как на внутренней поверхности имеется небольшое количество коррозионных язв.



Рисунок 3.4 – Внешний вид повреждения



Толщина стенки
≈5,8 мм

Толщина стенки
≈2,6 мм

Рисунок 3.5 – Значительное утонение стенки со стороны повреждения

Металлографический анализ показал, что микроструктура металла однородна по всей окружности трубы, в том числе и вдали от повреждения, и состоит из зерен феррита и плотного перлита (рисунок 3.6). Соотношение перлита и феррита соответствует 8 баллу по ГОСТ 8233, зерно соответствует 8-9 номеру по ГОСТ 5639, сфероидизация перлита отсутствует. Состояние микроструктуры не свидетельствует об изменениях, способных привести к снижению механических свойств металла.

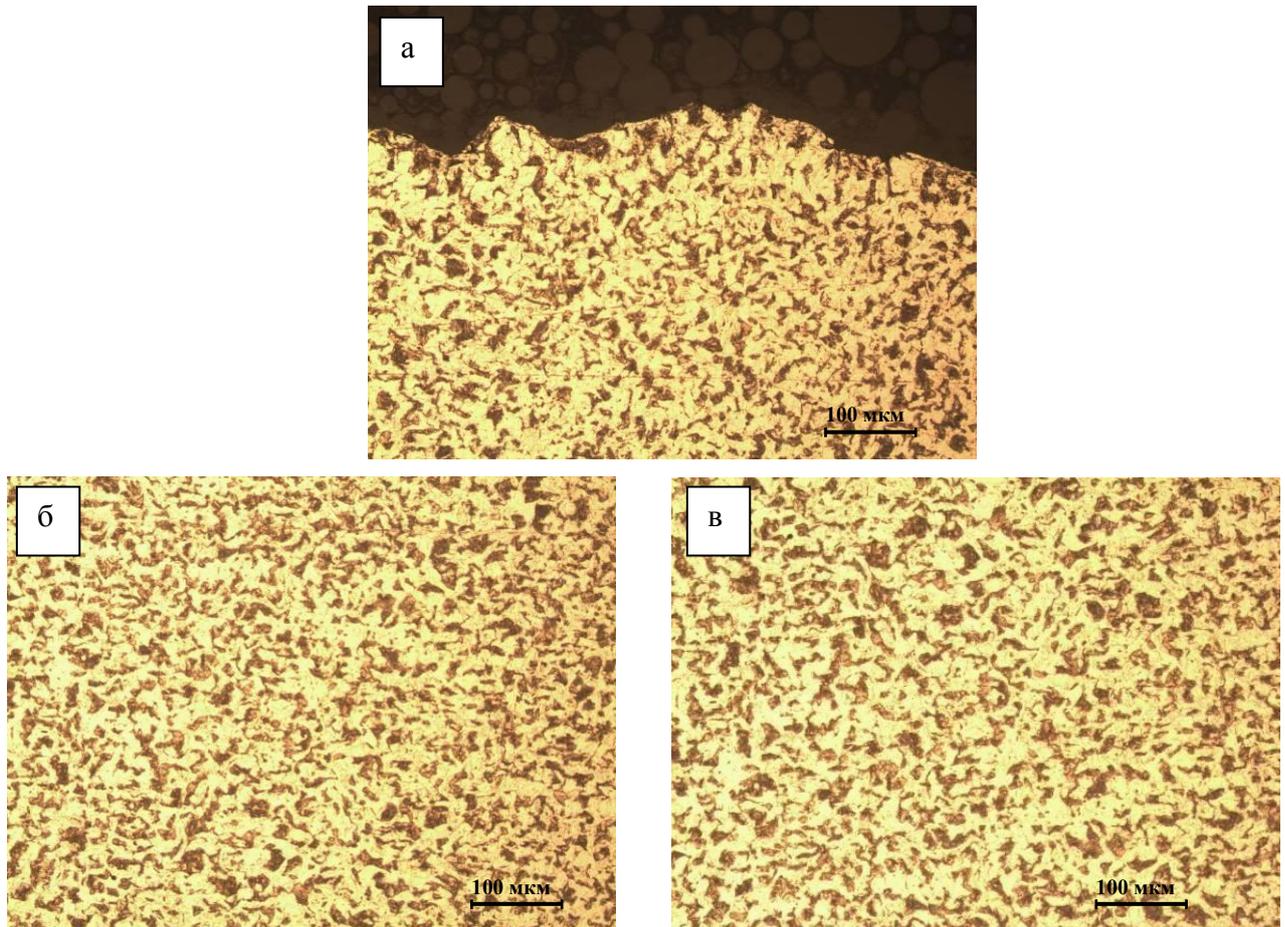


Рисунок 3.6 – Микроструктура вблизи разрушения (а), на противоположной разрушению стороне (б), вдали от разрушения (в)

В другом случае (пример 2) повреждение экранной трубы (рисунок 3.7) после 108 тыс. часов эксплуатации произошло на прямом участке и представляет собой множество сливающихся свищей размерами до 7×16 мм. Диаметр трубы по краям повреждения составляет 58,0-59,2 мм (номинальный 60,0 мм). Уменьшение только наружного диаметра свидетельствует о том, что коррозионные процессы развивались преимущественно на наружной поверхности поврежденной трубы, которая покрыта слоистыми бурыми отложениями до 1,0 мм, тогда как на внутренней поверхности только черно-бурый налет.

Металлографическим исследованием установлено, что микроструктура металла однородна по всей окружности трубы, в том числе вдали от повреждения, и состоит из зерен феррита и плотного перлита (рисунок 3.8). Соотношение перлита и феррита соответствует 8 баллу по ГОСТ 8233, зерно соответствует 8-9 номеру по ГОСТ 5639, сфероидизация перлита отсутствует. Коррозией поражена вся поверхность образца и глубина поражения на разных участках поверхности заметно не различается.



Рисунок 3.7 – Наружная поверхность трубы в месте повреждения (а) и после удаления коррозионных отложений (б)

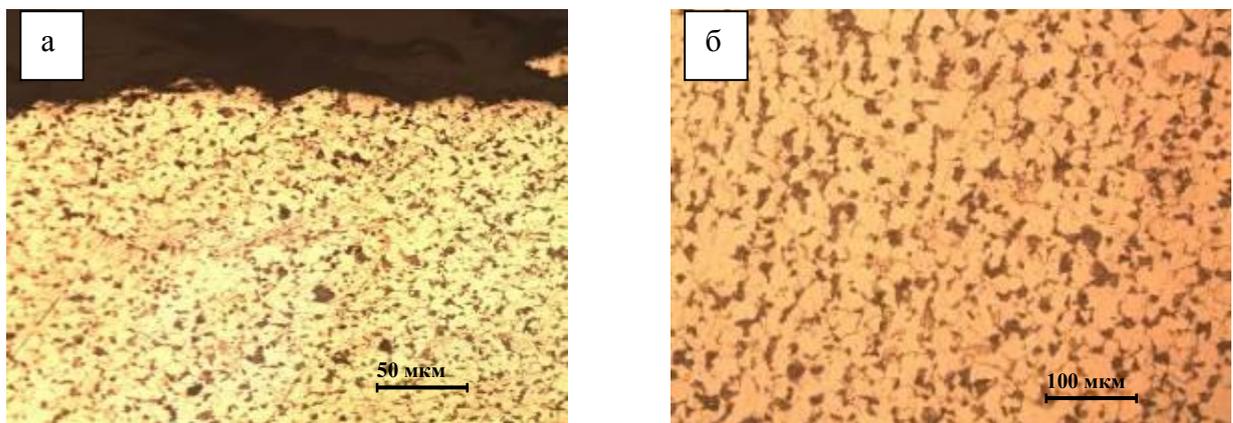


Рисунок 3.8 – Микроструктура вблизи разрушения (а), на противоположной разрушению стороне (б)

Третий пример повреждения относится к прямому участку экранной трубы после 92 тыс. часов эксплуатации и представляет собой продольную трещину протяженностью более 550 мм с раскрытием до практически полного выравнивания трубы в лист (рисунок 3.9). После раскрытия трубы произошел ее отрыв по периметру. Наружная поверхность трубы покрыта бурыми слоистыми отложениями толщиной до 1 мм. Коррозионные отложения практически полностью осыпались, на внутренней поверхности остался бурый налет. Наружный диаметр трубы по краю раскрытия 56,0-57,2 мм (номинальный диаметр 60,0 мм), внутренний – 48,0-48,6 мм (номинальный – 48,0 мм). Минимальная толщина стенки трубы в месте повреждения составляет 1,8 мм. Утонение стенки происходило преимущественно с наружной поверхности за счет протекания общей глубокой коррозии металла.

Металлографическим исследованием установлено, что микроструктура металла однородна по всей окружности трубы и в том числе вдали от повреждения, состоит из зерен феррита и плотного перлита. Сфероидизация перлита отсутствует. Соотношение перлита и феррита соответствует 7-8 баллу по ГОСТ 8233, зерно соответствует 9 номеру по ГОСТ 5639.

Коррозией поражена наружная поверхность образца, и глубина поражения на разных участках поверхности заметно не различается (рисунок 3.10).



Рисунок 3.9 – Вид повреждения с наружной поверхности

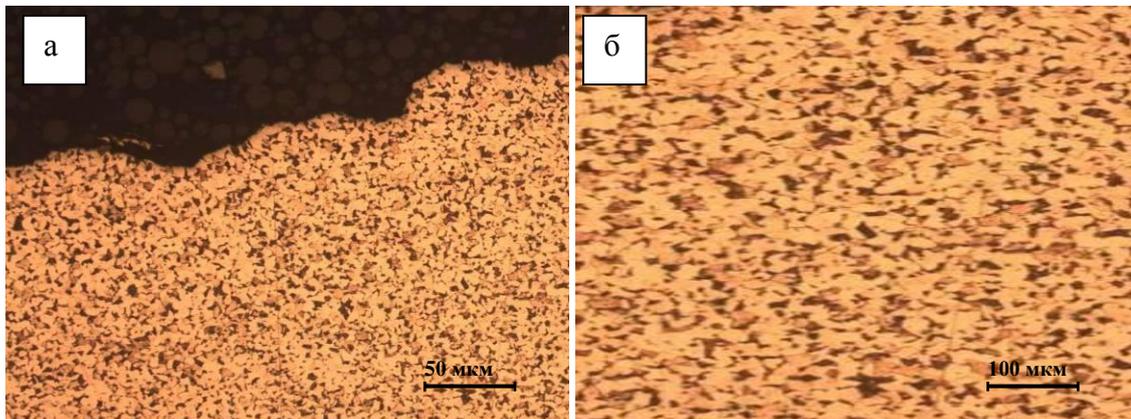


Рисунок 3.10 – Микроструктура вблизи разрушения (а), на противоположной разрушению стороне (б)

В рассмотренных выше случаях процесс электрохимической коррозии на наружной поверхности трубы привёл к утонению стенок труб до величин меньше расчетных минимально-допустимых в соответствии с [121] и последующему исчерпанию кратковременной прочности. Металлографическим исследованием установлено, что микроструктура металла всех образцов однородна по всей окружности трубы и вдали от повреждения и состоит из зерен феррита и плотного перлита. Состояние микроструктуры не свидетельствует об изменениях, способных привести к снижению механических свойств металла, об этом свидетельствуют и данные таблицы 3.1. Микроструктура образцов вдали и около разрушения одинакова, что также свидетельствует об отсутствии влияния на повреждение других факторов. Однако при одинаковом механизме развития коррозионных процессов, внешний вид повреждения может

существенно отличаться: наблюдаются свищи, трещины, вырывы металла и отрыв труб по периметру.

Таблица 3.1 – Механические и технологические свойства образцов, поврежденных общей наружной коррозией

Исследуемые образцы	Механические свойства, не менее				Технологические испытания
	σ_b , кгс/мм ²	σ_T , кгс/мм ²	ψ , %	δ , %	Сплюсывание, мм
Уровень требований [3]	42-56	22	45	24	H=36 мм
Пример 1 (Рисунки 3.4, 3.5)	50,5	35,0	62,6	24,0	без трещин и надрывов
Пример 2 (Рисунки 3.7)	50,7	36,0	63,5	25,2	без трещин и надрывов
Пример 3 (Рисунок 3.9)	51,0	36,2	65,0	26,0	без трещин и надрывов

Типичное для стояночной коррозии повреждение, показанное на рисунке 3.11 (пример 4), представляет собой мелкий свищ размером до 0,8×2,0 мм и развилось за 82 тыс. часов эксплуатации.



Рисунок 3.11 – Вид разрушения с наружной поверхности

На внутренней поверхности со стороны разрушения на всем представленном фрагменте имеется коррозионная полоса и скопления глубоких слившихся язв и коррозионных раковин глубиной до сквозных и диаметром до 3,5 мм (рисунок 3.12а). На внутренней поверхности, противоположной разрушению, значительных коррозионных повреждений не обнаружено (рисунок 3.12б). Проникновение отдельных очагов коррозии вглубь металла весьма значительно, что отчетливо видно при рассечении образца по коррозионной полосе (рисунок 3.13).

Микроструктура металла разрушенной трубы состоит из зерен феррита и плотного перлита, однородна по всей окружности трубы и вдали от повреждения. Состояние микроструктуры не свидетельствует об изменениях, способных привести к снижению механических свойств металла. Проникновение отдельных очагов коррозии вглубь металла весьма значительно (рисунок 3.14).

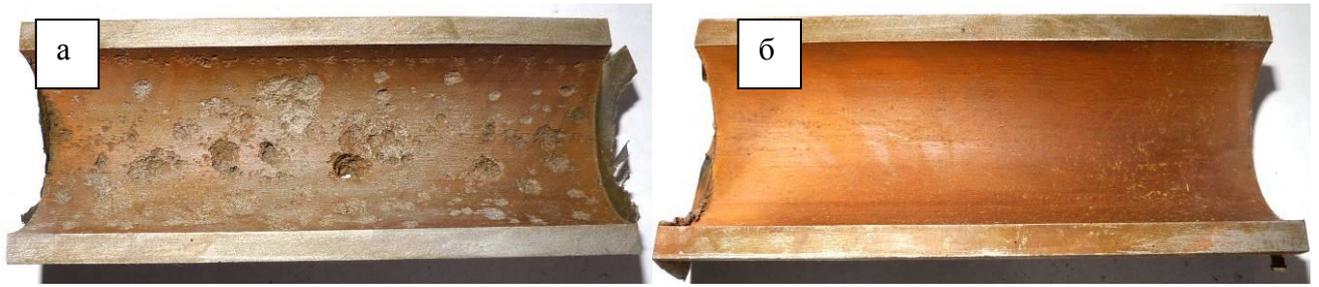


Рисунок 3.12 – Внутренняя поверхность трубы со стороны повреждения (а) и противоположная разрушению (б)

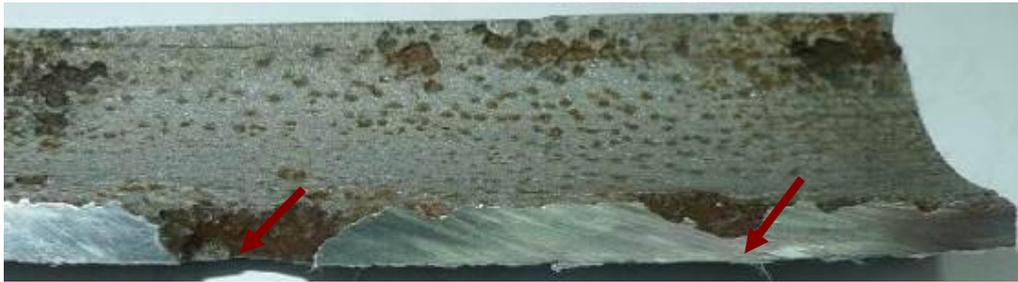


Рисунок 3.13 – Состояние стенки трубы в плоскости рассечения образца по коррозионной полосе

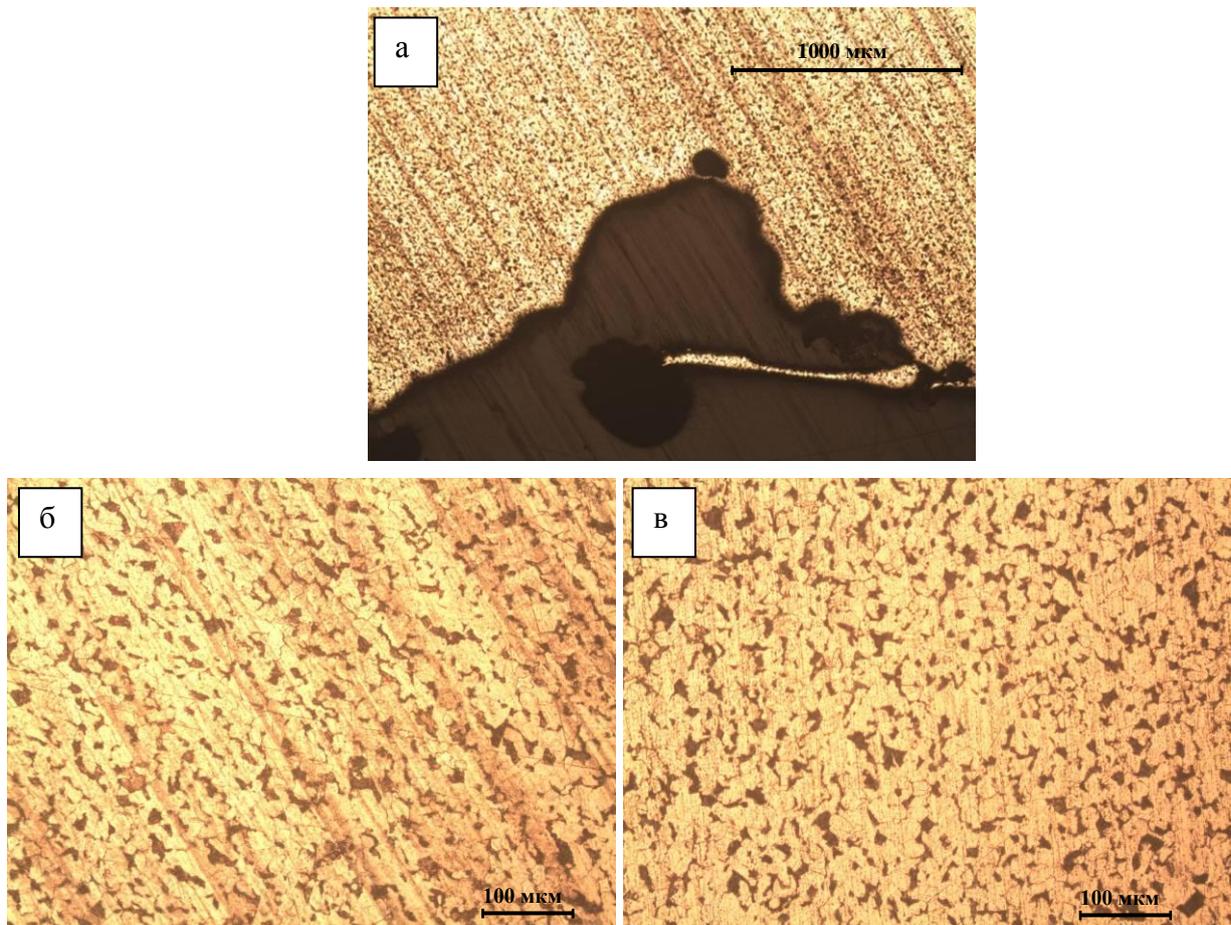


Рисунок 3.14 – Микроструктура в месте разрушения (а), на противоположной разрушению стороне (б), вдали от разрушения (в)

Механические и технологические свойства исследованных образцов в рассмотренных случаях находятся в пределах установленных [3] требований (таблица 3.2).

Таблица №3.2 – Механические и технологические свойства образцов, поврежденных стояночной коррозией

Исследуемые образцы	Механические свойства, не менее				Технологические испытания
	σ_B , кгс/мм ²	σ_T , кгс/мм ²	ψ , %	δ , %	Раздача под коническим прессом, %
Уровень требований [3]	42-56	22	45	24	20%
Пример 4 (Рисунки 3.11-3.14)	54,0	40,1	61,2	39,5	без надрывов и трещин
Пример 5 (Рисунок 3.15)	52,5	39,0	60,4	37,5	без надрывов и трещин

Внешние проявления коррозионных повреждений по состоянию микроструктуры может незначительно меняться, пример такой структуры приведен на рисунке 3.15а (пример 5). При этом микроструктура металла разрушенной трубы так же однородна по всей окружности трубы и вдали от повреждения (рисунок 3.15 б, в).

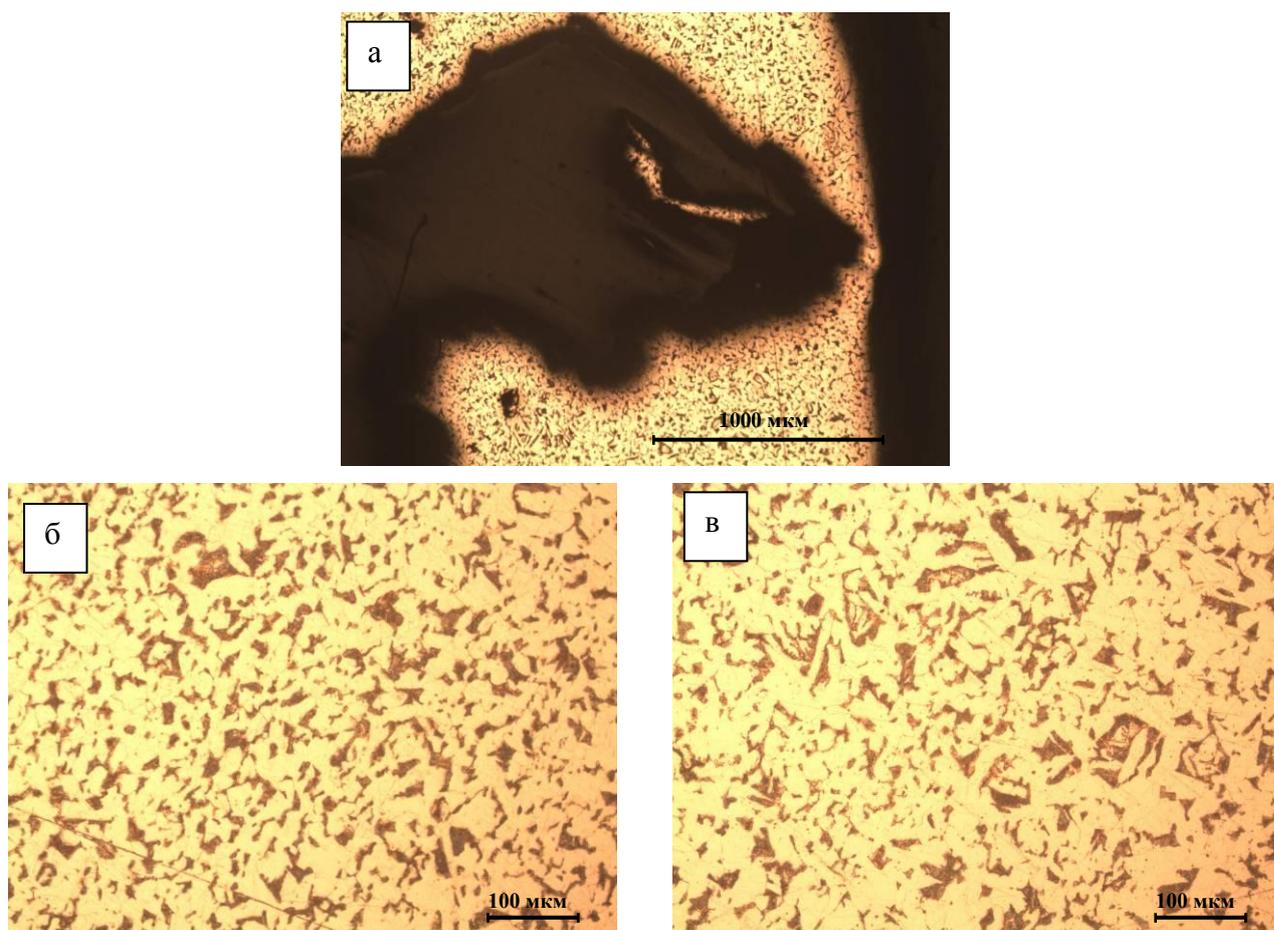


Рисунок 3.15 – Микроструктура в месте разрушения (а), на противоположной разрушению стороне (б), вдали от разрушения (в)

Мероприятия, предупреждающие развитие стояночной коррозии, включают в себя прежде всего соблюдение требований консервации во время простоя котла.

Пример повреждения трубы в результате действия подшламовой коррозии представлен на рисунке 3.16 (пример 6). Разрушилась экранная труба (сталь 20) через 50 тыс. часов эксплуатации. Повреждение расположено с огневой стороны на прямом участке трубы и представляет собой сетку продольных мелких трещин протяженностью 13 мм и шириной раскрытия 1 мм. Диаметр трубы в месте повреждения увеличен до 63,0 мм (номинальный – 60,0 мм).

После разрезки исследуемого образца на внутренней поверхности в месте повреждения обнаружены дорожки плотных слоев окислов в виде «ракушек» шириной 37мм и высотой до 3,5 мм (рисунок 3.17а). На противоположной стороне толщина коррозионных отложений до 0,5 мм. На внутренней поверхности в месте разрушения под отложениями обнаружены локально расположенные сливающиеся язвы овальной формы диаметром до 3 мм (рисунок 3.17б).



Рисунок 3.16 – Внешний вид повреждения экранной трубы из-за подшламовой коррозии

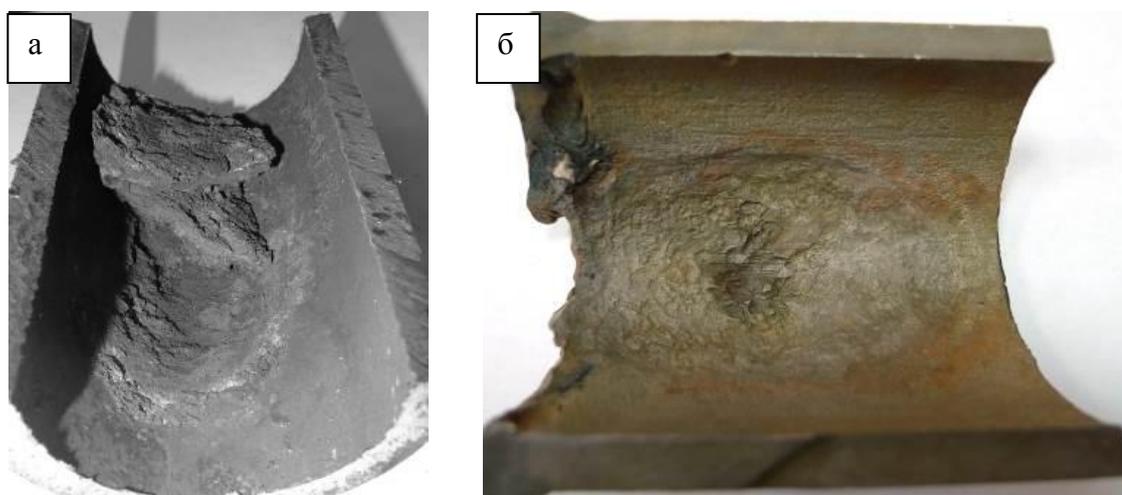


Рисунок 3.17 – Локальные отложения на внутренней поверхности трубы (а), поверхность после удаления отложений (б)

При металлографическом исследовании установлено, что разрушение развивалось с наружной поверхности, имеет направленность перпендикулярно к поверхности трубы. В образцах присутствуют несквозные трещины, сопутствующие магистральной (рисунок 3.18а). Структура металла непосредственно у разрушения – феррито-карбидная с полной дифференциацией упрочняющей составляющей (крупные сфероиды цементита расположены по границам ферритных зерен). Вблизи повреждения в микроструктуре наблюдается графитизация – множественные выделения структурно свободного графита. Микроструктура металла с противоположной стороны и вдали от разрушения в процессе эксплуатации не изменилась – представляет собой феррит и плотный перлит (рисунок 3.18б, в). По сечению трубы в микроструктуре наблюдается различная степень деформации структуры, что свидетельствует о локальном длительном перегреве. Перегрев трубы происходит вследствие образования на внутренней поверхности рыхлого слоя накипи и продуктов коррозии. Под образовавшимися «ракушками» из продуктов коррозии ухудшается теплообмен, что приводит к перегреву металла и появлению выпучин.

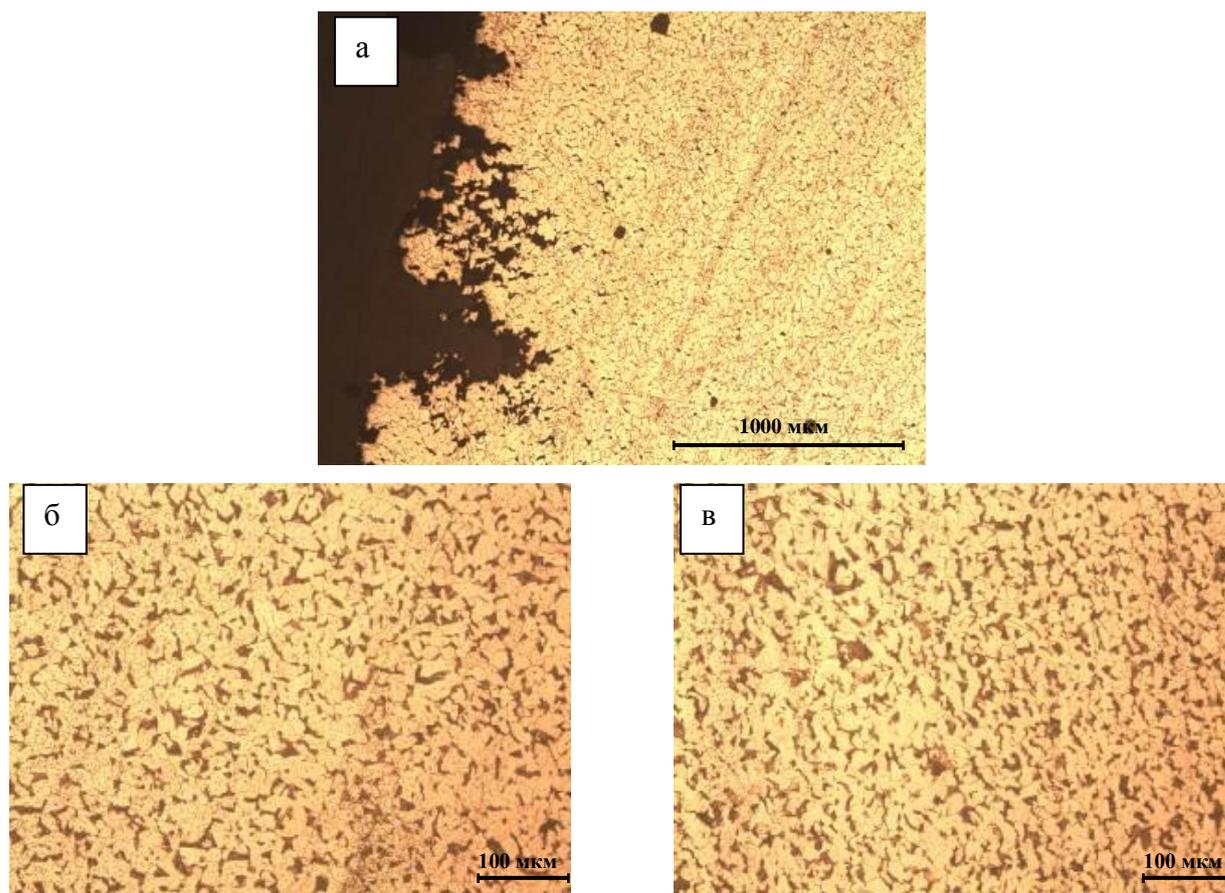


Рисунок 3.18 – Микроструктура вблизи разрушения (а), на противоположной разрушению стороне (б), вдали от разрушения (в)

Вследствие перегрева металла трубы под плотными отложениями встречается и иной вид повреждения. В этом случае (пример 7) микроструктура в месте разрушения (рисунок 3.19а) представляет собой феррит плюс коагулированные карбиды (5-6 балл по шкале приложения Д СТО 17230282.27.100.005-2008). Микроструктура металла с противоположной стороны и вдали от разрушения в процессе эксплуатации не изменяется (рисунок 3.19б).

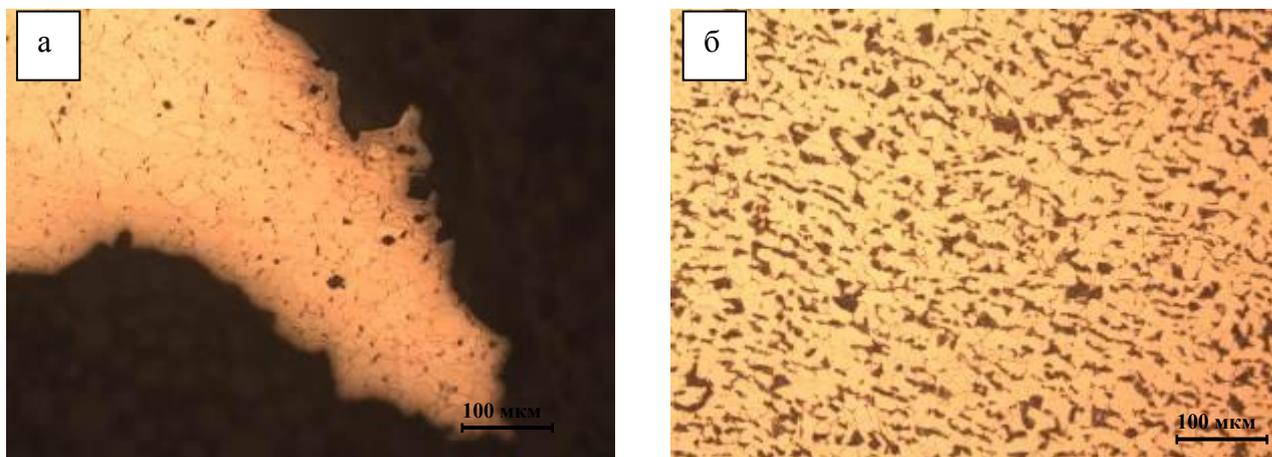


Рисунок 3.19 – Микроструктура вблизи разрушения (а) и на противоположной разрушению стороне (б)

Если в питательной воде присутствует большое количество окислов меди и железа, обладающих магнитными свойствами, происходит их прочное сцепление с внутренней поверхностью трубы. В этом случае даже при длительном кипячении образцов в растворе соляной кислоты на внутренней поверхности сохраняются черные окислы железа (магнетит (Fe_3O_4)) и металлической меди (рисунок 3.20).

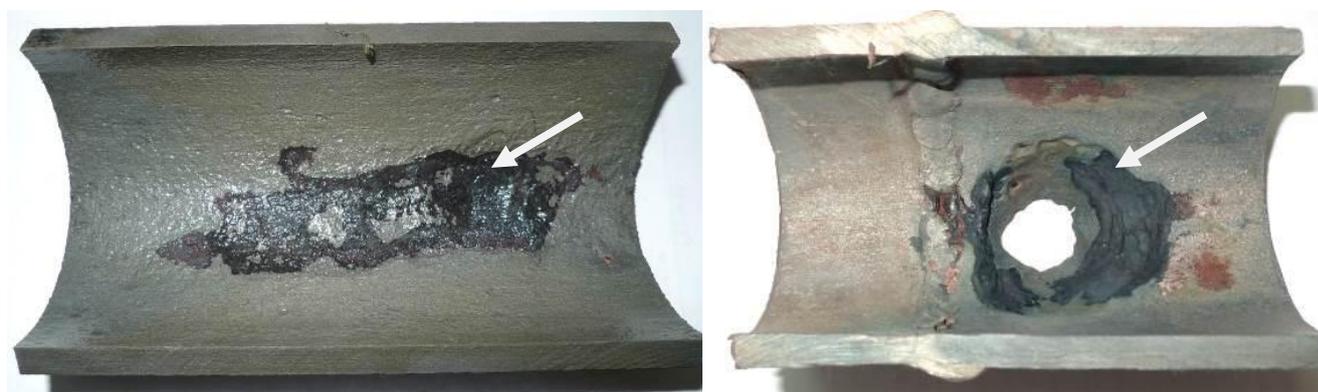


Рисунок 3.20 – Окислы железа на внутренней поверхности труб, не удаляемые горячим травлением

В связи с тем, что подшламовая коррозия протекает, как правило, в присутствии твердых деполаризаторов, необходимо контролировать качество питательной воды котлоагрегата. Для

предупреждения поступления продуктов коррозии в котлы необходимо своевременно удалять оксиды железа и меди из полостей оборудования и тракта питательной воды, организовать отвод загрязнений из различных точек водяной системы и не допускать попадания этих загрязнений в питательную воду.

Результат воздействия пароводяной коррозии на внутренней поверхности экранной трубы после 167 тыс.час. эксплуатации при 345 °С и 15,9 МПа (пример 8) представлен на рисунке 3.21.



Рисунок 3.21 – Проявления пароводяной коррозии на внутренней поверхности трубы

Микроструктура металла однородна по всей окружности трубы, в том числе и вдали от повреждения, и состоит из зерен феррита и плотного перлита (рисунок 3.22). Соотношение перлита и феррита соответствует 8 баллу по ГОСТ 8233, зерно соответствует 9 номеру по ГОСТ 5639, сфероидизация перлита отсутствует. Состояние микроструктуры не свидетельствует об изменениях, способных привести к снижению механических свойств металла. Микроструктура металла вдали, с противоположной стороны и около разрушения идентична, феррито-перлитная, без значительных структурных изменений.

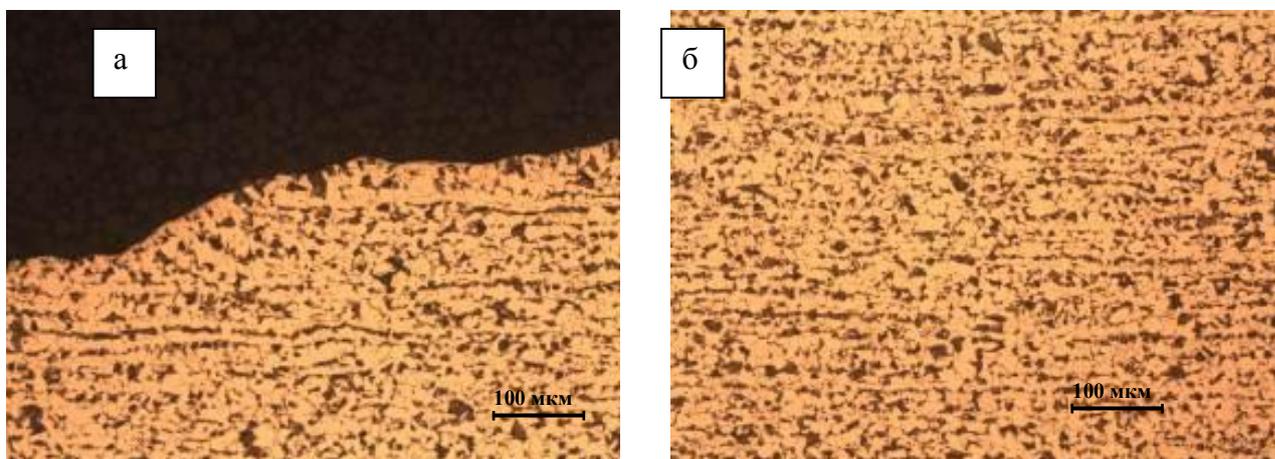


Рисунок 3.22 – Микроструктура у разрушения (а) и на противоположной разрушению стороне (б)

Механические и технологические свойства исследованных разрушенных образцов находятся в пределах требований [3].

Пример повреждения экранной трубы в результате коррозионной усталости (пример 9) на рисунке 3.23. Разрушилась экранная труба, эксплуатировавшаяся при параметрах 340 °С, 15,5 МПа после 172 тыс. час. Повреждение представляет собой сквозную трещину протяженностью 15 мм и шириной раскрытия 1 мм. Диаметр трубы у краев повреждения не увеличен. Толщина стенки неповрежденной части – 3,4-4,8 мм, толщина кромок – от 1,6 мм.

С наружной и внутренней поверхности имеется бурый налет толщиной до 0,5 мм. Под коррозионными отложениями на внутренней поверхности по всему периметру трубы обнаружены продольные по отношению к оси трубы полосы растрескивания, состоящие из совокупности коротких, продольных, практически параллельных друг другу коррозионно-усталостных трещин, сопровождающиеся раковинами, коррозионными канавками (рисунок 3.24).

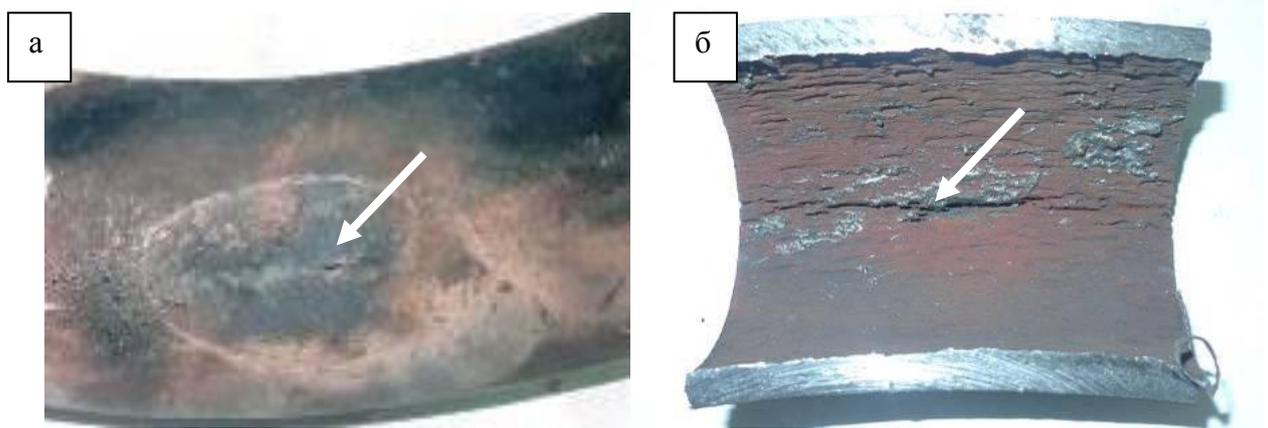


Рисунок 3.23 – Внешний вид повреждения экранной трубы с наружной (а) и внутренней (б) поверхности

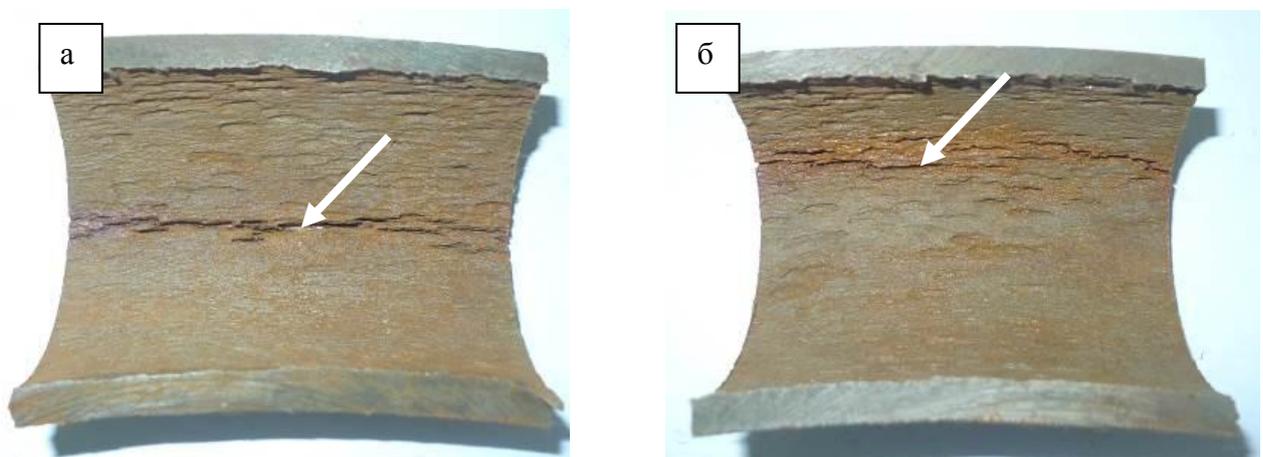


Рисунок 3.24 – Внутренняя поверхность со стороны разрушения (а), внутренняя поверхность противоположная разрушению (б)

Металлографическим анализом установлено, что по сечению трубы в микроструктуре не наблюдается различий в степени деформации структуры; она однородна по всей окружности трубы, в том числе и вдали от повреждения, равномерная феррито-перлитная с полным отсутствием признаков видманштетта (ферритных выделений в виде игл), что соответствует нулевому баллу по ГОСТ 5640. Номер зерна по ГОСТ 5639 – 9-10. Соотношение феррита и перлита – 7 балл по ГОСТ 8233. Сфероидизация перлита практически отсутствует (не превышает 1 балла по шкале приложения Д СТО 17230282.27.100.005-2008). От внутренней поверхности распространяются трещины, представляющие собой широкие полости, перпендикулярные поверхности трубы, с пережимами, неровными окисленными берегами и тупыми округлыми концами (рисунок 3.25). Аналогичные трещины меньшей глубины обнаружены по всему сечению трубы.

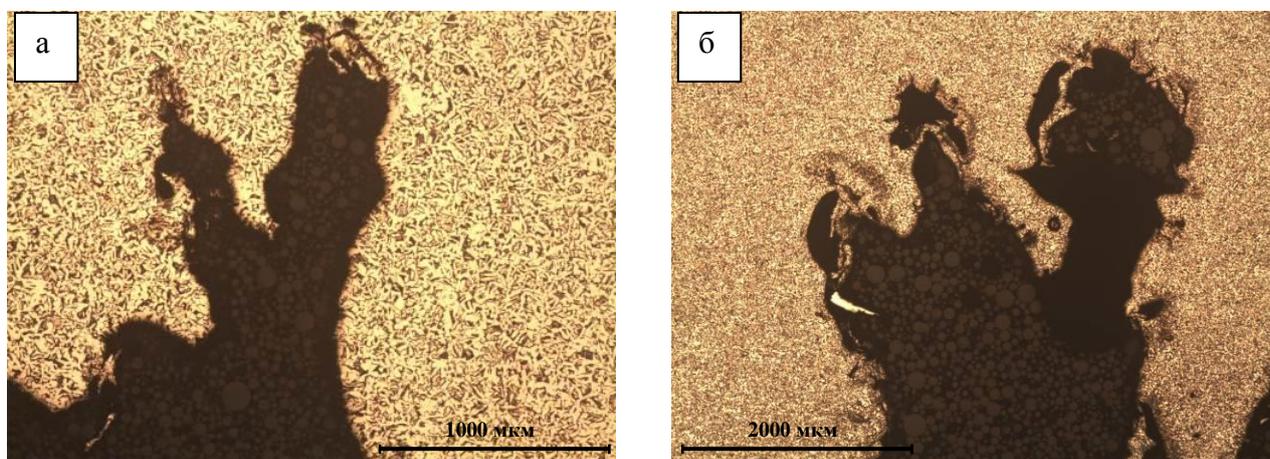


Рисунок 3.25 – Развитие трещины коррозионной усталости по толщине стенки трубы

Пример повреждения образца в результате развития коррозионно-термической усталости (пример 10) представлен на рисунке 3.26 и представляет собой трещину протяженностью 150 мм и шириной раскрытия 12 мм. Наружный диаметр трубы по краям раскрытия составляет 59,6-60,0 мм, толщина стенки со стороны повреждения – от 5,6 мм, с противоположной стороны – от 5,8 мм, толщина кромок от 5,5 мм. Наружная поверхность со стороны повреждения покрыта слоистыми бурыми отложениями до 1,2 мм, с противоположной стороны – бурый налет. На внутренней поверхности – черно-бурый налет.

Под коррозионными отложениями на наружной поверхности зафиксированы коррозионные язвы незначительной глубины; на внутренней поверхности – сетка трещин из продольных по отношению к оси трубы полос растрескивания (рисунок 3.27). С противоположной разрушению стороны значительных коррозионных повреждений не обнаружено.

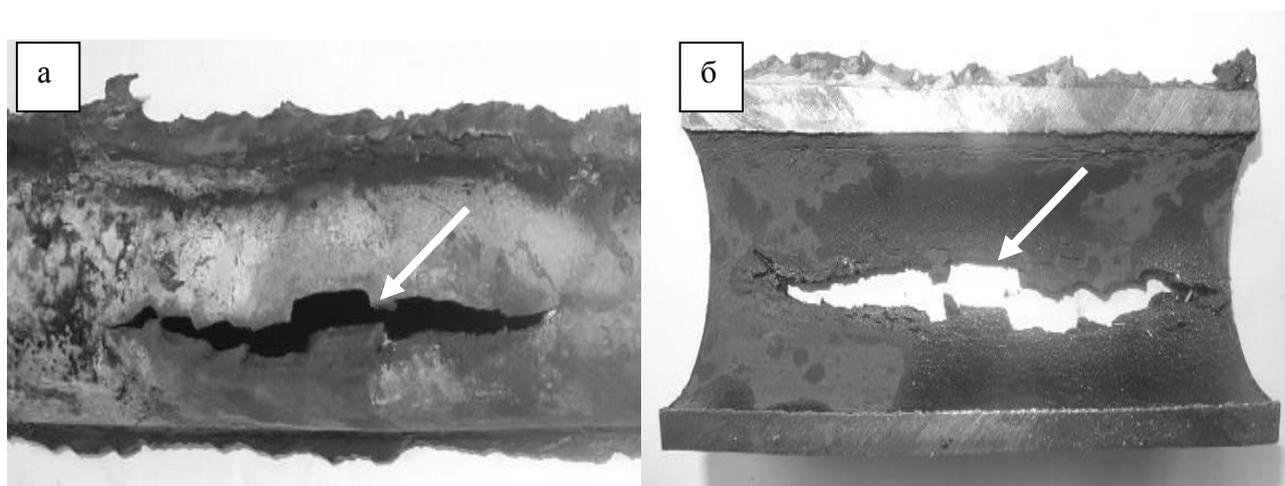


Рисунок 3.26 – Внешний вид повреждения экранной трубы с наружной (а) и внутренней (б) поверхности

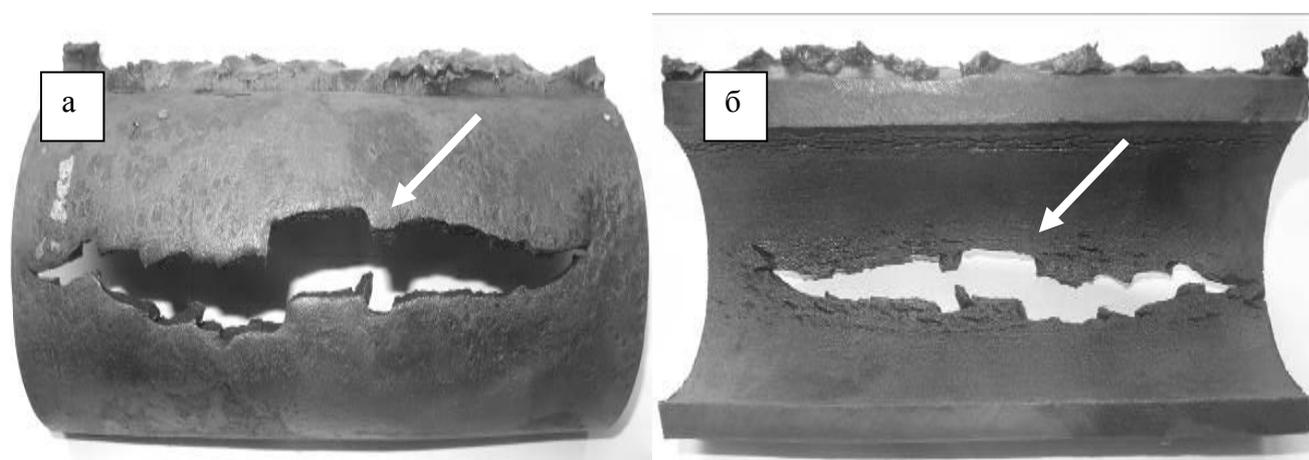


Рисунок 3.27 – Наружная (а) и внутренняя (б) поверхность со стороны повреждения

Микроструктура металла около разрушения, с противоположной разрушению стороны и вдали от повреждения – феррито-перлитная, без значительных структурных изменений. Соотношение перлита и феррита соответствует 7 баллу по ГОСТ 8233, зерно соответствует номеру 9-10 по ГОСТ 5639. При металлографическом исследовании установлено, что трещины развивались преимущественно от коррозионных язвин, имеют транскристаллитный характер, с пережимами в сечении, раздваиваются по мере роста, заполнены продуктами коррозии (рисунок 3.28). Вид трещин указывает на постепенное накопление повреждений материала под действием многократных повторных температурных напряжений и коррозионной среды.

Приведенные выше и показанные на типичных примерах результаты исследования показали, что коррозионные повреждения, протекающие по одному и тому же механизму, наблюдаются в трубах после различной наработки в идентичных условиях эксплуатации. При этом во всех рассмотренных случаях все контролируемые по ТУ [3] показатели материалов труб соответствуют требованиям.

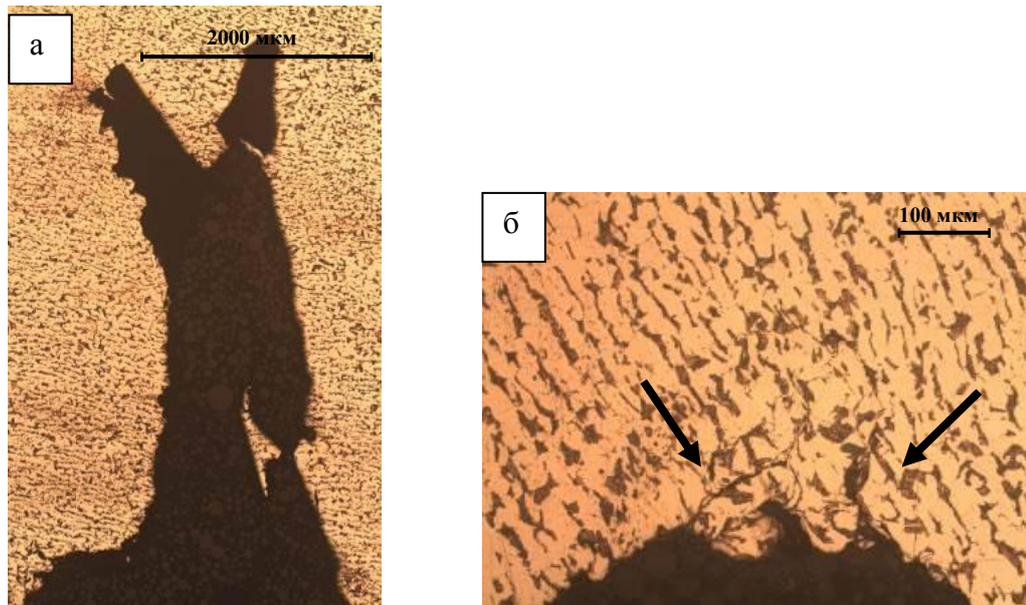


Рисунок 3.28 – Профиль поперечного сечения трещины, распространяющейся от коррозионной язвы внутренней поверхности (а), начало развития трещины коррозионно-термической усталости (б) от коррозионной язвы внутренней поверхности (показано стрелками)

Одним из главных зафиксированных отличий между исследованными образцами являются характеристики микроструктуры. Для установления влияния внутренних факторов на скорость наиболее распространенной общей наружной коррозии с бывшими в эксплуатации трубами проведен ряд экспериментов, содержание которых описано в главе 2.

3.3. Структурные особенности труб после длительной эксплуатации котельного оборудования

Результаты исследования демонтированных экранных труб после 127 тыс. часов эксплуатации (вторая группа образцов) показали отсутствие заметного влияния места расположения трубы в тепловоспринимающей панели на скорость коррозии. Так как условия эксплуатации в пределах одной поверхности нагрева в одинаковых сечениях мало отличаются, получило основание предположение, что различие в скоростях коррозии связано только со структурными параметрами. Для более подробного изучения этой взаимосвязи с бывшими в эксплуатации трубами поверхностей нагрева проведена серия экспериментов (химический анализ, механические испытания на растяжение, визуально-измерительный контроль и металлографические исследования).

Проведенный анализ показал, что химический состав всех исследованных труб поверхностей нагрева находится в пределах требований ГОСТ 1050-2013. При этом все же обнаружено, что даже между соседними трубами имеются значительные расхождения в

количественном составе элементов (таблица П1.1). Однако зависимости между скоростью коррозии и количественным содержанием элементов в исследуемых образцах не выявлено.

Характеристики микроструктуры исследованных образцов тоже находятся в пределах требований соответствующих нормативно-технических документов (таблица П1.2), а механические свойства – в пределах требований технических условий [3] (таблица П1.3).

В теплоэнергетике отсутствуют требования к чистоте изделия по коррозионно-активным неметаллическим включениям на основе алюмината кальция, однако, для проверки влияния этих включений на скорость коррозии котельных труб ($V_{нк}$) были проведены исследования зависимости скорости наружной коррозии от количества КАНВ в трубах. Для этого была построена зависимость реальной (расчетной) скорости (формула 2.1) от количества КАНВ. Полученные данные представлены на рисунке 3.29 в виде линейной функции $V_{нк}=0,1153\Sigma_{вкл}+1,3825$ с коэффициентом корреляции $R^2=0,3287$. Таким образом, между суммарной плотностью КАНВ и скоростью коррозии труб поверхностей нагрева из углеродистой стали 20 существует слабая корреляционная связь. Следовательно, влияние КАНВ на скорость наружной коррозии не является доминирующим.

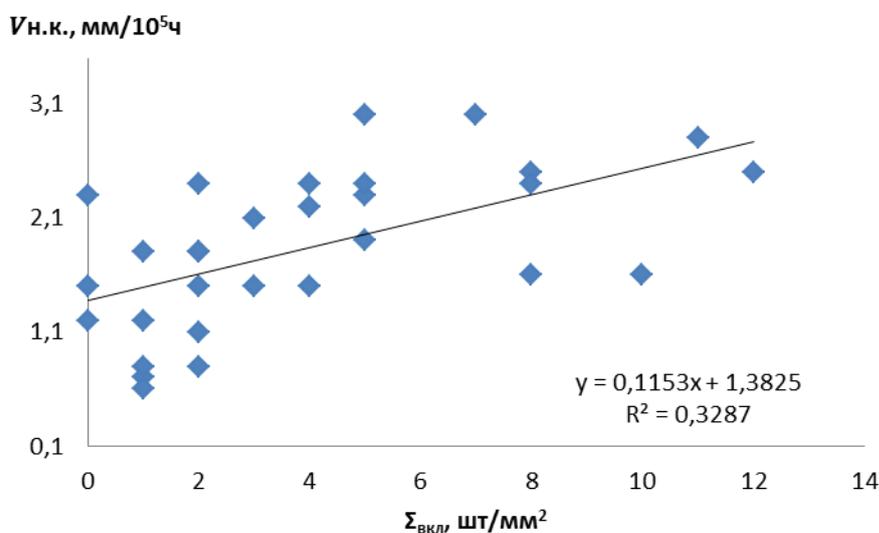


Рисунок 3.29 – Зависимость скорости коррозии от количества КАНВ

Вследствие наличия противоположных мнений относительно влияния размера зерна углеродистой стали на скорость коррозии [79-80] в настоящей работе проведен анализ для установления этого влияния. На рисунке 3.30 приведен график изменения скорости коррозии от среднего номера зерна, рассчитанного по методике, приведенной в главе 2. Существенный разброс значений среднего номера зерна, определенного по ГОСТ 5639-82 [138], не дает основания для однозначного вывода о наличии зависимости скорости коррозии от размера

зерна. Здесь следует отметить, что недостатком методов данного ГОСТа является неопределенность оценки разнотерности металла готового изделия, так как анализ сводится к определению средних значений площади сечения зерна и его диаметра.

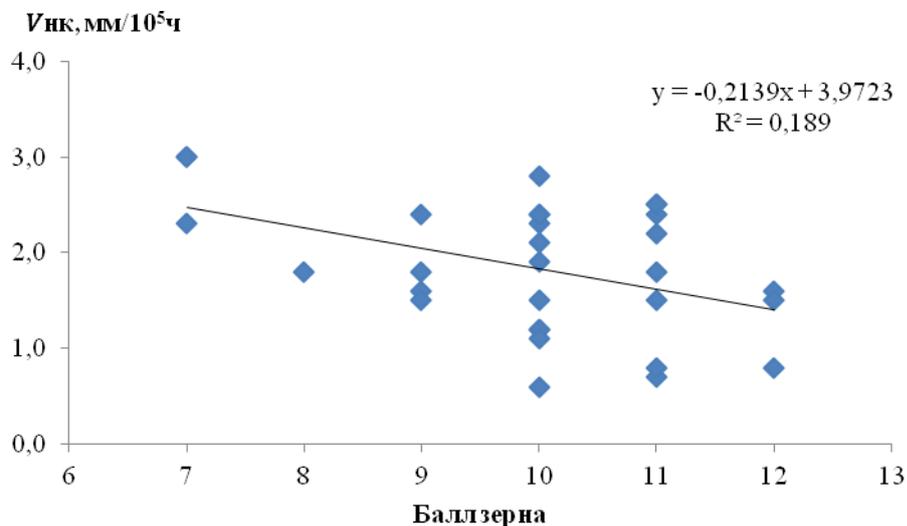


Рисунок 3.30 – Зависимость скорости коррозии от среднего номера зерна

Из публикаций [139, 140] известно, что после эксплуатации при температуре ≤ 350 °С в структурно-фазовом составе стали 20 изменений не наблюдается. Это дает основание для допущения, что состояние микроструктуры труб, наблюдаемое в образцах второй группы через несколько тысяч часов эксплуатации, соответствует исходному.

Согласно [3] после термообработки структура стали должна состоять из феррита и перлита [141], такая структура обеспечивает требуемый комплекс механических свойств труб. Тем не менее металлографический анализ показал, что несмотря на одинаковые режимы термообработки труб поверхностей нагрева, микроструктуры труб отличаются значительно (по причинам, которые рассмотрены в главе 1). Примеры таких структур труб поверхностей нагрева приведены на рисунке 3.31, а их описание дано в таблице П1.2 (образцы № 1-8). Наблюдается разная форма цементита (образцы № 1,4,6,7 – пластинчатый перлит; образцы № 2,3,5 – зернистый перлит; образец № 8 – смешанный перлит). Дисперсность пластинчатого перлита меняется от 2 до 4 по ГОСТ 8233 [142], т.е. межпластинчатое расстояние варьируется от 0,30 мк до 0,60 мк. Изменение номера зерна находится в диапазоне 7-12. В нескольких образцах наблюдается видманштеттова структура (рисунок 3.31а,б) и полосчатость значительного балла (рисунок 3.31в).

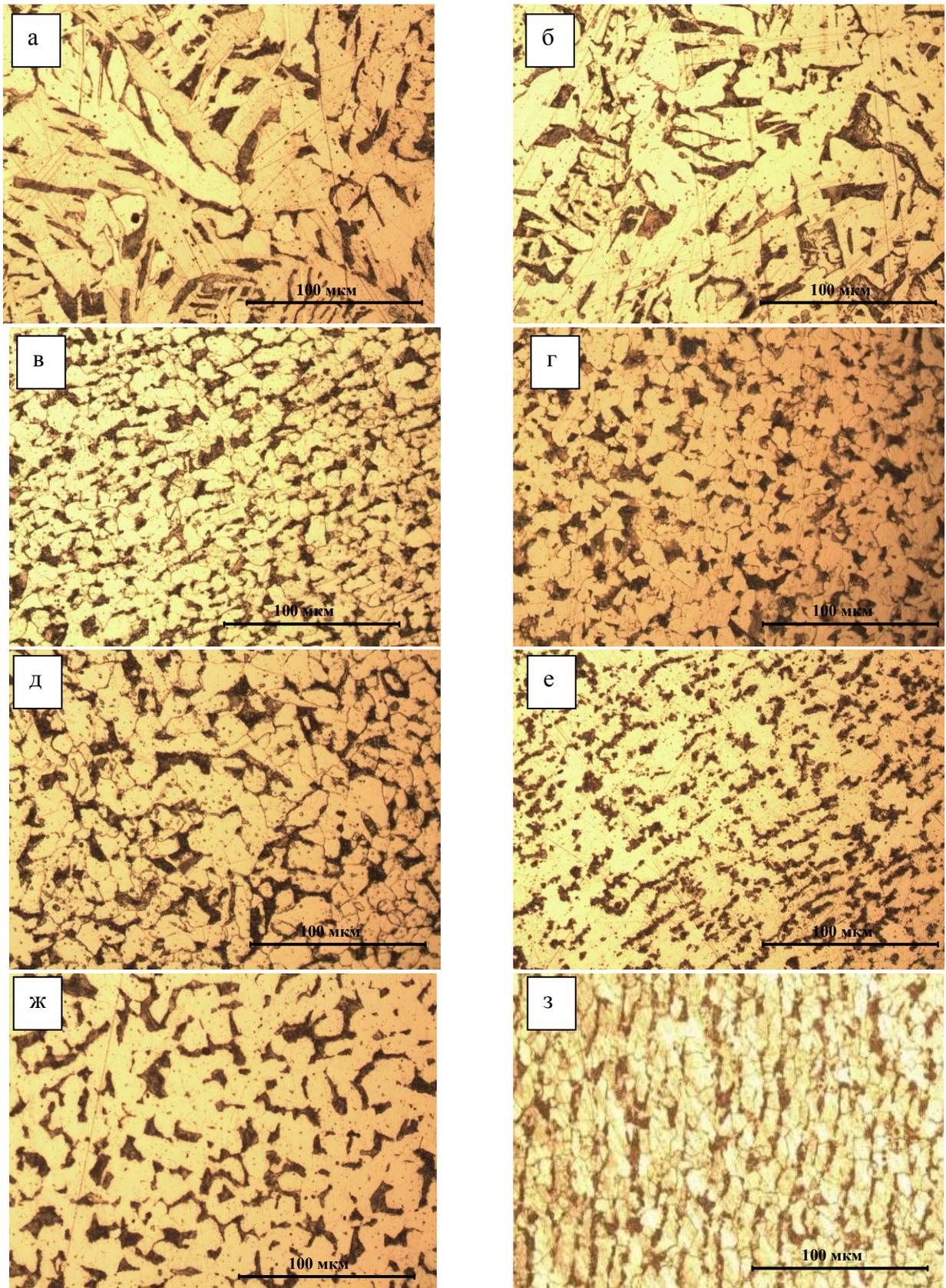


Рисунок 3.31 – Микроструктура труб №1(а), №2(б), №3(в), №4 (г), №5 (д), №6(е), №7 (ж), №8 (з) поверхности нагрева

В связи со значительными ограничениями со стороны нормативных документов [23, 75, 138, 142-143], указанных в таблице № П1.2, не позволяющими провести качественную оценку разных структур, в таблице 3.3 приведены результаты сравнительного анализа измерения номера зерна по ГОСТ 5639-82 [18] и среднего размера зерна с использованием металлографического анализатора "Ресурс С7". Видно, что данные по среднему размеру зерен для микроструктур, измеренных этими методами и представленных на рисунках 3.32 и 3.33, значительно различаются, хотя исследованные образцы расположены на одинаковой высоте и на равном удалении от ядра факела.

Таблица 3.3 – Сравнительный анализ микроструктур, приведенных на рисунках 3.32 и 3.33

Результаты анализа	Рисунок 3.32	Рисунок 3.33
Число зерен	749	1440
Номер зерна по ГОСТ 5639	9	9
Средний размер зерна, мкм	16,6	13,1
Средняя площадь зерна, мкм ²	363,8	161,2

Согласно ГОСТ 5639-82 [138], этим структурам присвоен одинаковый номер зерна, но как видно из сравнения, в анализируемом поле зрения микроструктуры, представленной на рисунке 3.33, в 1,9 раза больше зерен, чем в микроструктуре на рисунке 3.32, а их средняя площадь отличается более чем в 2,2 раза. Полученные результаты демонстрируют большое отличие в размерных характеристиках микроструктуры при равенстве номера зерна (обоим структурам присвоено зерно 9 номера по ГОСТ 5639).

В таблице П1.4 представлены результаты разделения исследуемых образцов на три группы по плотности КАНВ: группа А – образцы, в которых количество КАНВ не превышает 2 вкл/мм², группа Б – плотность КАНВ составляет 3-5 вкл/мм², группа В – количество КАНВ больше 6 вкл/мм². Зависимость скорости коррозии от среднего диаметра зерна для трех выделенных групп, представленная на рисунке 3.34, позволяет убедиться, что в каждой группе между параметрами существует слабая корреляционная связь, которая показывает только общую тенденцию (направление) зависимости скорости коррозии от среднего диаметра зерна.

Таким образом, можно констатировать, что размер зерна не оказывает определяющего влияния на скорость коррозии труб поверхностей нагрева.

Как было показано выше, две соседние трубы проявляют разную коррозионную стойкость в идентичных условиях эксплуатации. На рисунке 3.35 представлено состояние наружной поверхности таких соседних экранных труб (№ 12 и № 13) на образцах, вырезанных с отметки 20,0 м.

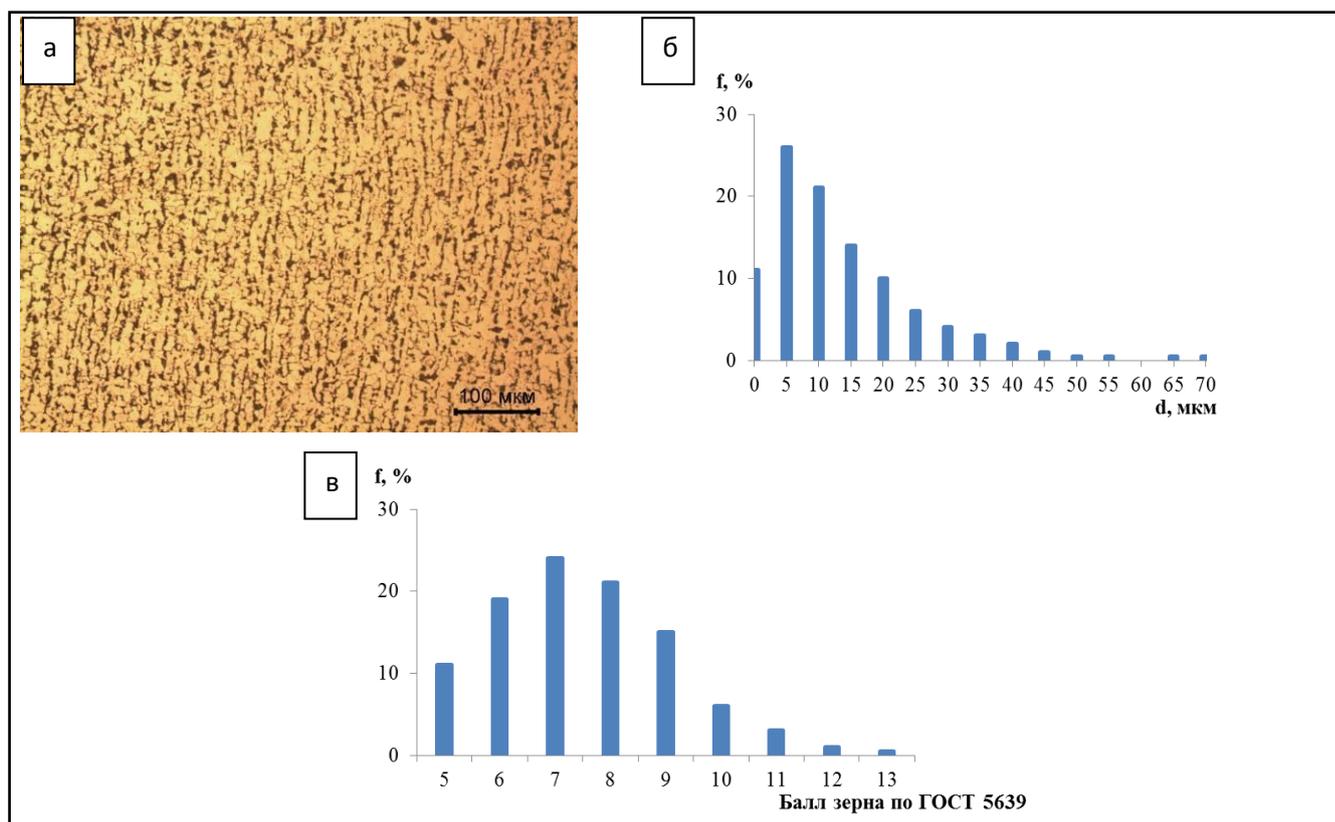


Рисунок 3.32 – Микроструктура (а), распределение размеров (б) и долей номеров зерен (в) стали 20 трубы № 10

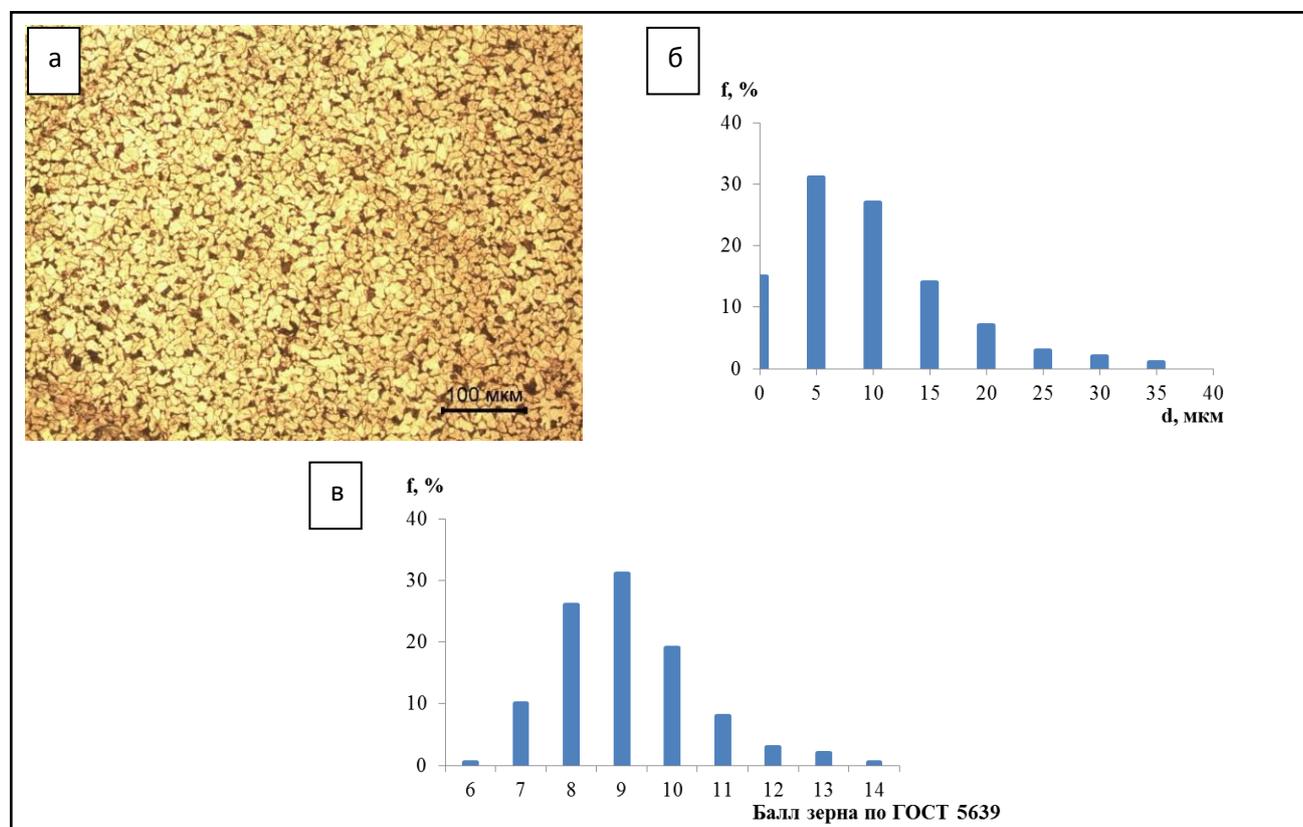


Рисунок 3.33 – Микроструктура, распределение размеров и долей номеров зерен стали 20 трубы № 17

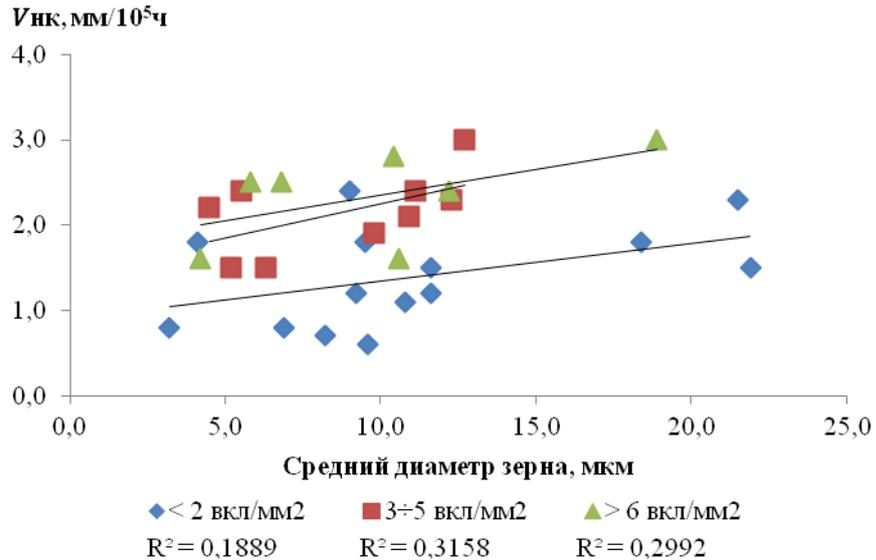


Рисунок 3.34 – Зависимость скорости коррозии от среднего диаметра зерна

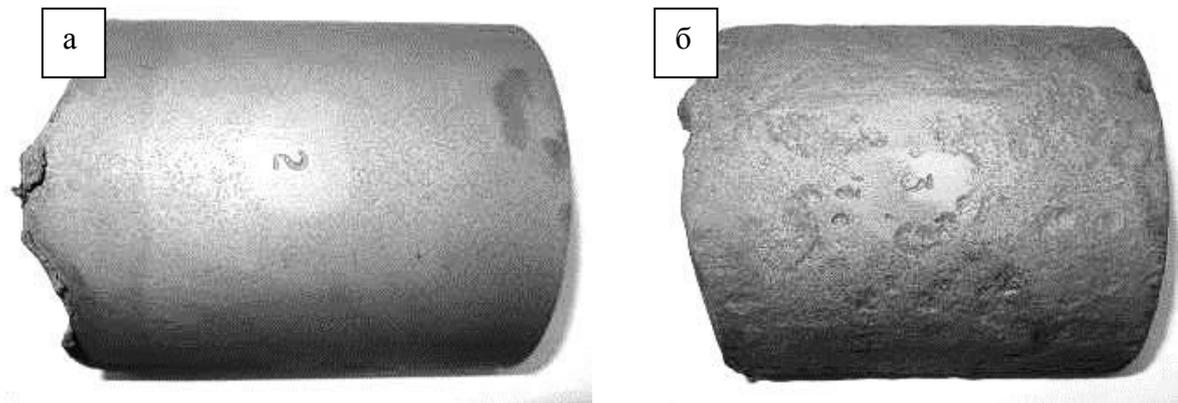


Рисунок 3.35 – Состояние наружной поверхности труб № 12 (а) и № 13 (б) на отметке 20,0 м

На наружной поверхности первого образца (рисунок 3.35а) наблюдаются мелкие коррозионные язвы незначительной глубины, поверхность второго образца (рисунок 3.35б) «изъедена» следами глубокой общей коррозии металла. Анализируя химический состав приведенных образцов (таблица П.1.1), видно, что разница в содержании химических элементов незначительна и находится в пределах погрешности измерений. Микроструктура образцов, приведенная на рисунке 3.36, в обоих случаях состоит из феррита и перлита. По результатам сравнительного анализа измерения стандартных характеристик микроструктуры, а также данных по количеству зерен, среднему размеру, площади зерен, количеству неметаллических включений, значениям фактора разнотерности (таблица 3.4), видно, что для микроструктур, представленных на рисунке 3.36, имеющих идентичный набор стандартных металлографических характеристик, параметры, характеризующие однородность структуры, а

также средние размеры зерен, значительно различаются. На рисунке 3.37 показаны гистограммы распределения долей номеров в микроструктурах трубы № 12 и трубы № 13. Видно, что для микроструктуры трубы № 13 характерен больший разброс значений. В обоих случаях номер зерна по наибольшей доле – 7. Оценить структуру трубы № 12 можно тремя номерами (по номерам номеров, занимающих на шлифе площадь более 10%): $G_7(30\%)$, $G_8(25\%)$, $G_6(15\%)$. Структура трубы № 13 оценивается пятью номерами: $G_7(22\%)$, $G_6(20\%)$, $G_8(14\%)$, $G_5(12\%)$, $G_9(10\%)$.

Построение зависимости скорости коррозии от фактора разнородности микроструктуры экранных труб (рисунок 3.38) показывает, что между этими параметрами существует сильная корреляционная связь. Видно, что с увеличением фактора разнородности (однородности зерен) скорость коррозии уменьшается. Таким образом, решающую роль в скорости коррозии наружной поверхности котельных труб, в данном случае, сыграла разнородность микроструктуры. Конечно, необходимо понимать, что любой вид неоднородности (по составу, электропроводности и напряжению отдельных участков, наличию примесей) может приводить к увеличению скорости коррозии, однако их влияние как микродефектов значительно более низкое, чем влияние разнородности, являющейся макродефектом.

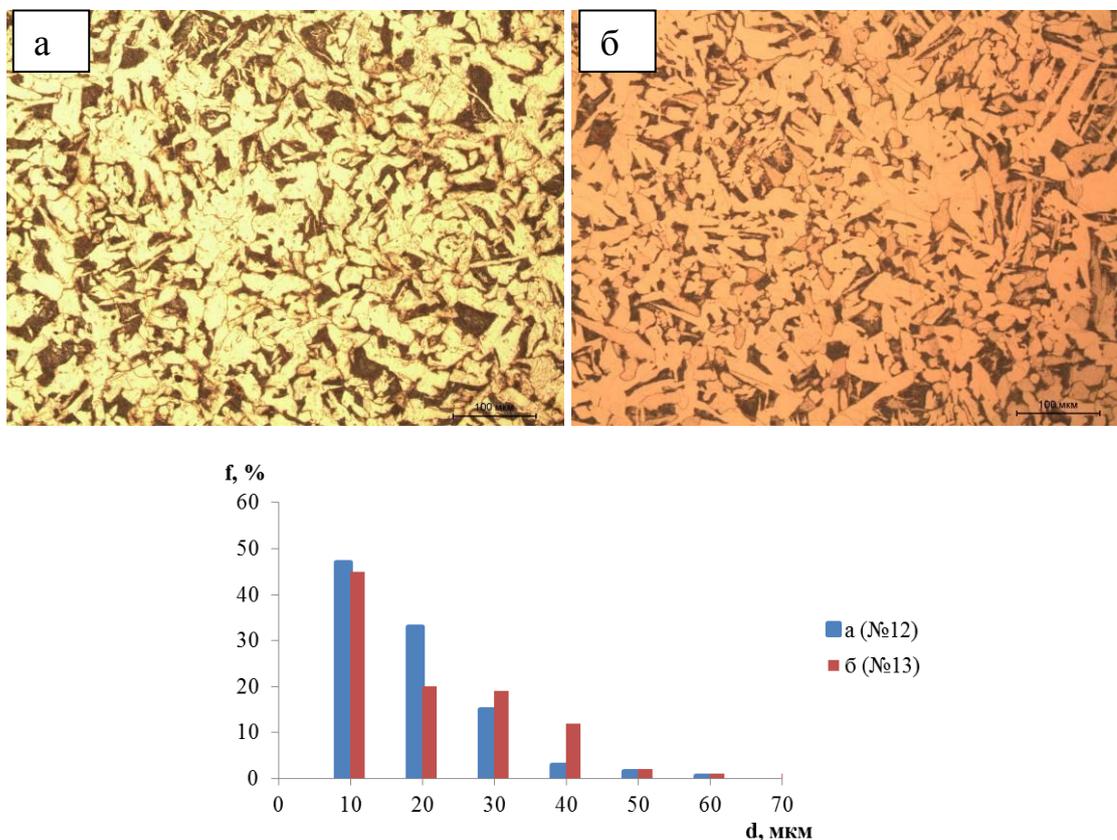


Рисунок 3.36 – Микроструктура и распределение размеров зерен стали 20 трубы № 12 (а) и трубы № 13 (б)

Таблица 3.4 – Сравнительный анализ параметров микроструктур, приведенных на рисунке 3.36

Структурные составляющие	Результаты анализа		Индекс образца	
	а	б	а	б
Номер зерна по ГОСТ 5639-82	7	7	7	7
Соотношение перлита и феррита ГОСТ 8233-56	7	7	7	7
Содержание неметаллических включений ГОСТ 1778-70	1	1	1	1
Число зерен	827	1111		
Средний размер зерна, мкм	13,62	12,08		
Средняя площадь зерна, мкм ²	328,5	260,5		
Фактор разнорзерности, F_Z	0,42	0,26		

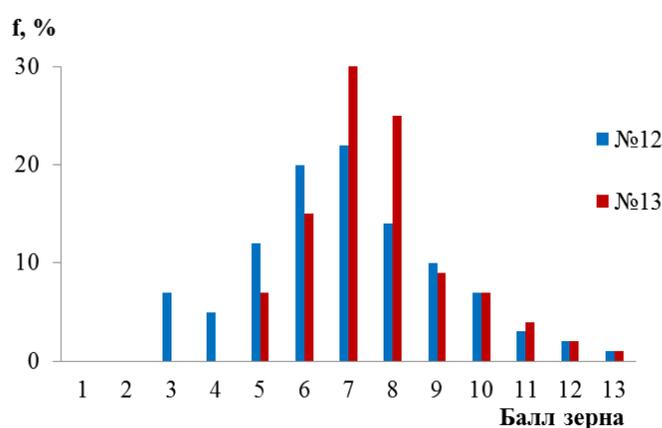


Рисунок 3.37 – Распределение долей номеров в микроструктурах трубы № 12 и трубы № 13

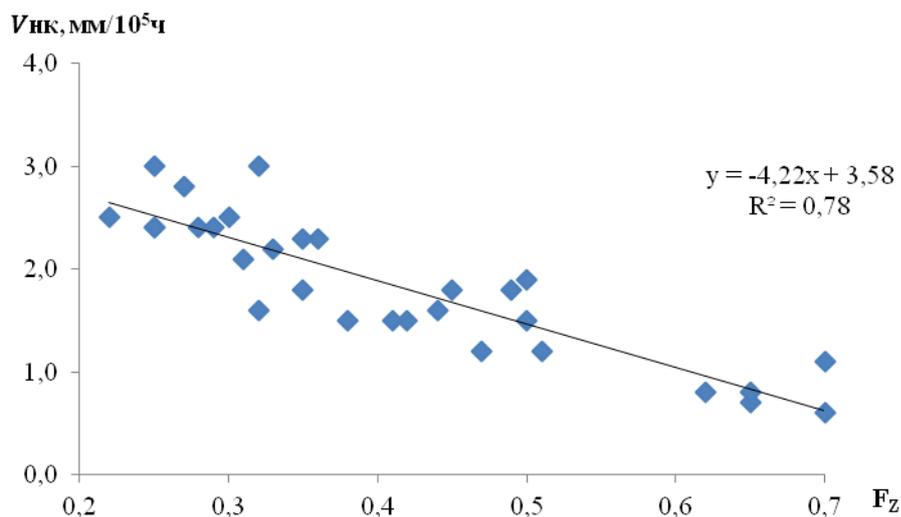


Рисунок 3.38 – Зависимость скорости коррозии от значения фактора разнорзерности экранных труб

В соответствии с выявленной обоснованностью подхода на основе зависимости скорости коррозии от степени однородности микроструктуры исследованы поврежденные в результате

развития электрохимической коррозии на наружной поверхности две трубы поверхностей нагрева из стали 20 одинакового типоразмера $\varnothing 60 \times 6$ мм после 125 (образец №1) и 62 (образец №2) тыс. часов эксплуатации при температуре 340 °С и давлении 155 кгс/см². Проведена оценка структуры и свойств металла коррозионно-поврежденных котельных труб, как описано в разделе 3.2.

Результаты механических испытаний, значений скорости наружной коррозии и фактора разнотерности основного металла приведены в таблице 3.5, микроструктура сталей и вид повреждения приведены на рисунках 3.39 и 3.40. Несмотря на разную продолжительность эксплуатации, анализ морфологии разрушенных зон показал, что разрушение осуществляется по одному и тому же механизму, и определяющим фактором является наружная коррозия, скорость которой различается в 1,5 раза и зависит от состояния микроструктуры, явно различающейся для исследованных образцов труб. В обоих случаях структура состоит из феррита и несфероидизованного зернистого перлита. Но во втором случае процесс кристаллизации зерен перлита не завершен, и структура обладает значительной разнотерностью. Значения факторов формы различаются в два раза и составляют 0,41 и 0,19 для труб № 1 и № 2 соответственно. В микроструктуре у наружной поверхности разрушенных труб обнаружены межкристаллитные коррозионные трещины со слабо развитой траекторией (указаны стрелками) различной глубины. Максимальная глубина межкристаллитных трещин в микроструктуре трубы № 1 составляет 14,1 мкм шириной 2,2 мкм, в микроструктуре трубы № 2 встречаются трещины глубиной 27,1 мкм шириной 8,1 мкм. Глубина межкристаллитных трещин двух образцов отличается в 2 раза, их ширина отличается более чем в 3,5 раза. Более интенсивная коррозия, наблюдаемая по границам зерен трубы № 2 по сравнению с трубой № 1, по-видимому, связана с большим насыщением границ зерен примесями за счет меньшей протяженности границ в крупнозернистом материале.

Таблица 3.5 – Предел прочности (σ_B), предел текучести (σ_T), относительное удлинение (δ), относительное сужение (ψ), скорость наружной коррозии ($V_{нк}$), фактор разнотерности (F_Z) разрушенных образцов

Исследуемые образцы	Механические свойства, не менее				$V_{нк}$, мм за 10^5 ч	F_Z
	σ_B , кгс/мм ²	σ_T , кгс/мм ²	δ , %	ψ , %		
Уровень требований [3]	42,0-56,0	$\geq 22,0$	$\geq 24,0$	$\geq 45,0$	-	-
Образец №1 Рисунок 3.39 Наработка: 125 тыс. час.	49,8 \pm 0,7	37,8 \pm 0,5	38,7 \pm 0,5	62,1 \pm 1,0	1,7	0,41
Образец №2 Рисунок 3.40 Наработка: 62 тыс. час.	48,2 \pm 0,7	35,2 \pm 0,5	36,4 \pm 0,5	49,2 \pm 0,7	2,7	0,19

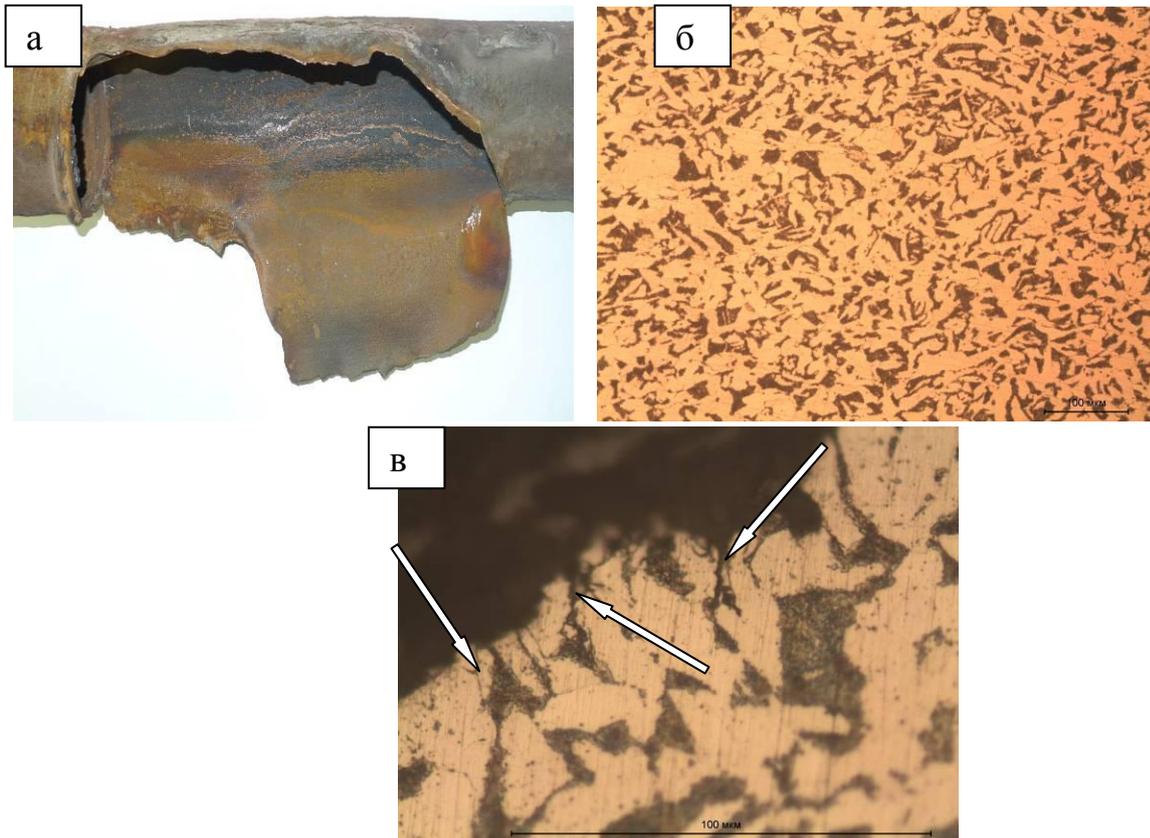


Рисунок 3.39 – Внешний вид (а), микроструктура основного металла (б) и микроструктура металла у наружной поверхности (в) поврежденной трубы № 1 на отметке 19,5 м

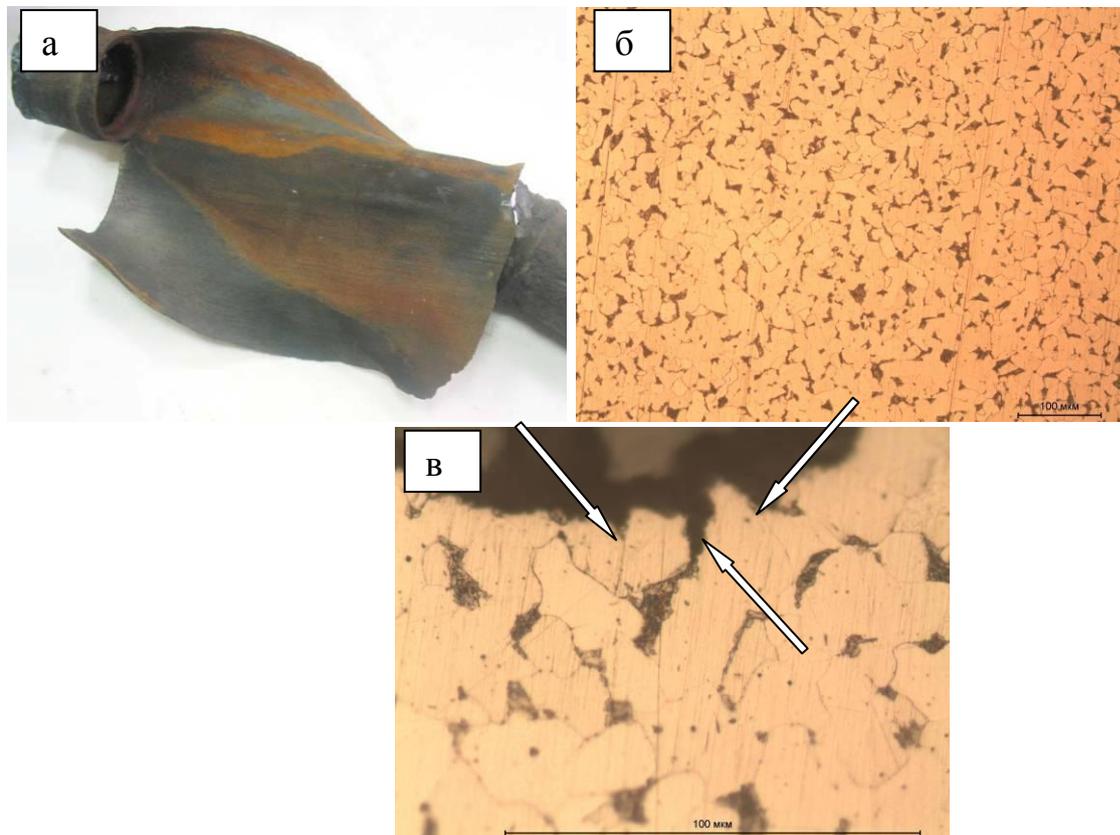


Рисунок 3.40 – Внешний вид (а), микроструктура основного металла (б) и микроструктура металла у наружной поверхности (в) поврежденной трубы № 2 на отметке 17,5 м

Анализ микроструктуры поврежденных труб, разрушенных после различных сроков эксплуатации, подтвердил изложенные выше предположения о влиянии фактора разнородности на скорость наружной коррозии.

3.4. Микроструктурная неоднородность материала котельных труб в состоянии поставки

Ввиду установленного наличия неравновесных условий в технологии производства труб в данном разделе изучалась неоднородность материала не эксплуатировавшейся (в состоянии поставки) трубы, проявляющаяся в характеристиках микроструктуры по толщине стенки трубы и развитию микрорельефа поверхности. Наличие дефектов поверхности может служить началом зарождения трещин при термоциклировании, способствовать развитию коррозионных процессов.

На рисунке 3.41 представлена микроструктура поперечного сечения стенки трубы в сегменте № 1 (маркировка образцов показана на рисунке 2.3). На наружной поверхности трубы имеются дефекты типа раскатанной корочки, представляющие собой частичное отслоение металла. Глубина дефекта составляет 63 мкм (рисунок 3.42б), что не превышает допустимой величины 300 мкм по требованиям технических условий [3]. Вблизи наружной поверхности по всей окружности трубы структура состоит из неравноосных зерен феррита и перекристаллизованного перлита (рисунок 3.42а). Присутствует обезуглероженный слой толщиной до 100 мкм. В остальных исследуемых участках структура состоит из равновесного феррита и перлита.

Кроме названных выше неоднородностей, на наружной поверхности сегмента № 3 обнаружены межкристаллитные трещины различной глубины – от 39,3 до 65,0 мкм (рисунок 3.43). Трещины идут вглубь по нормали к поверхности и образованы вследствие напряжений, связанных с неравномерным нагревом и охлаждением. Присутствует также обезуглероженный слой толщиной до 88 мкм.

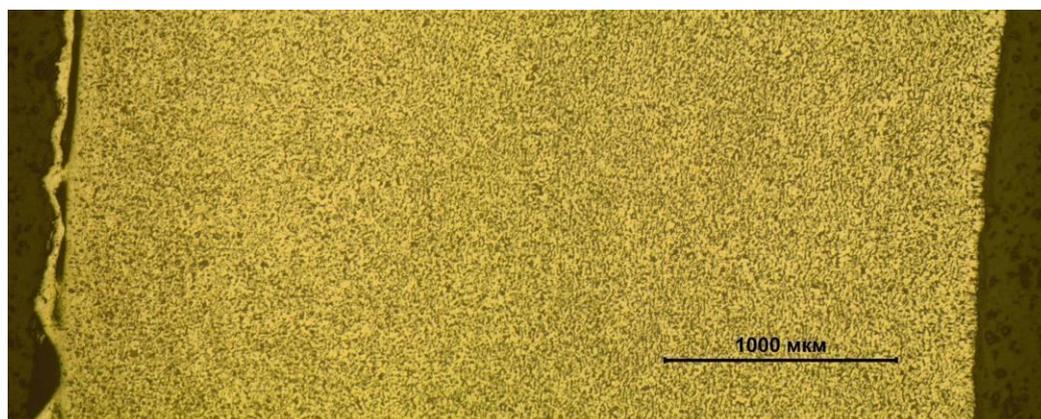


Рисунок 3.41 – Микроструктура в поперечном сечении стенки трубы сегмента № 1

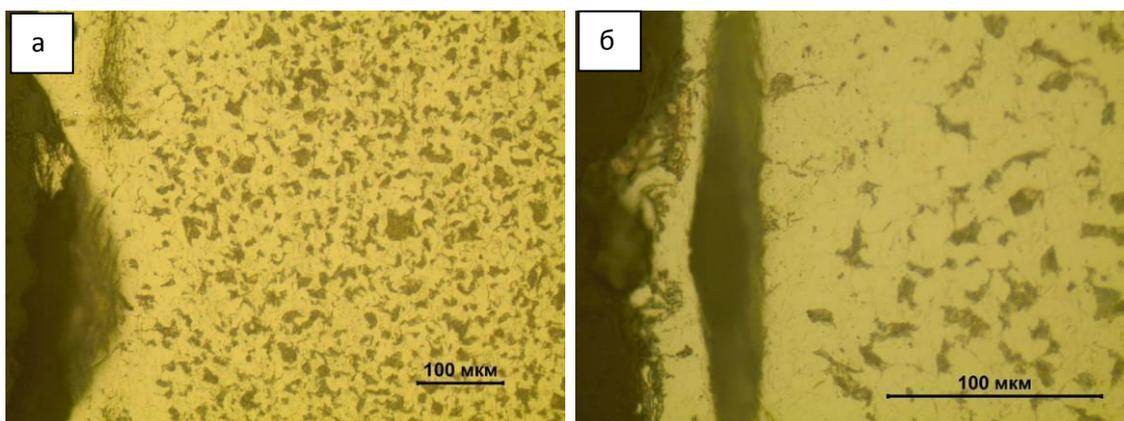


Рисунок 3.42 – Микроструктура вблизи наружной поверхности стенки трубы сегмента № 1

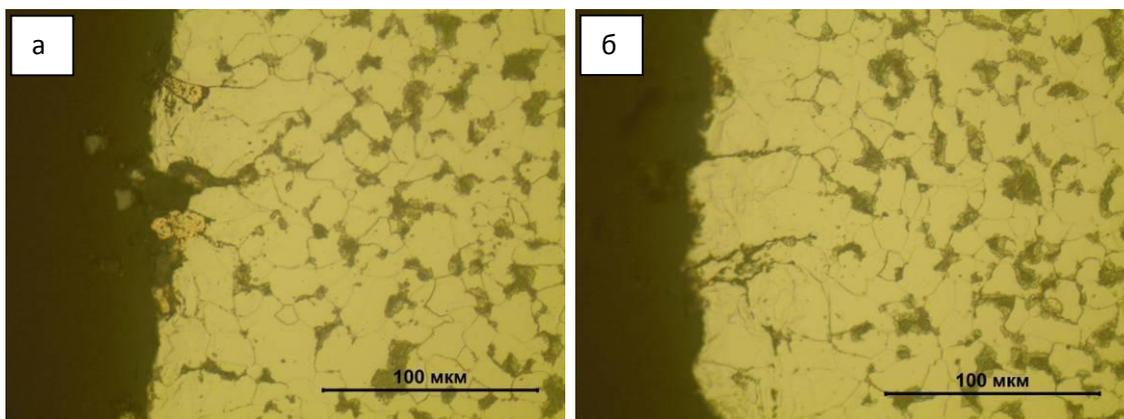


Рисунок 3.43 – Микроструктура вблизи наружной поверхности стенки трубы в сегменте № 3

На внутренней поверхности трубы неоднородности менее выражены: только в сегменте № 3 обнаружены технологические дефекты в виде канавок с закругленным дном, сопровождающиеся изменением структуры (рисунок 3.44 а, б).

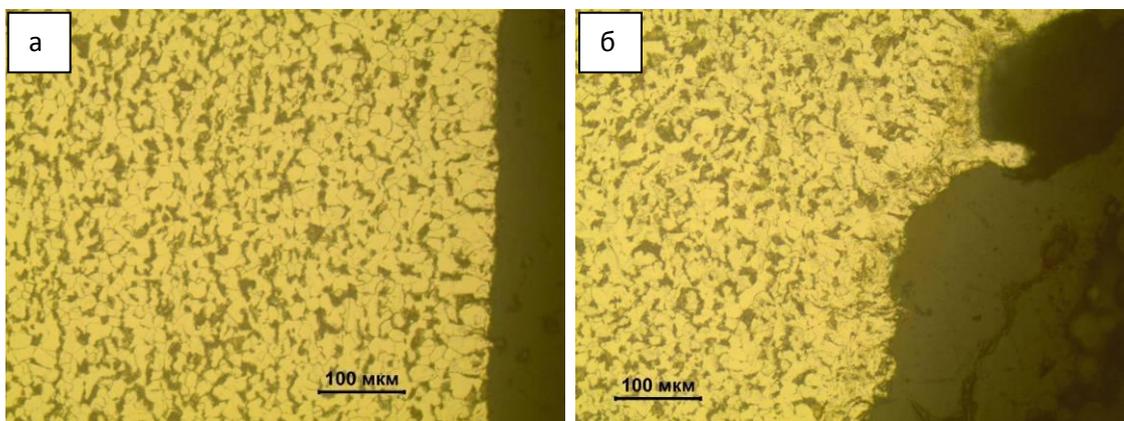


Рисунок 3.44 – Микроструктура вблизи внутренней поверхности стенки трубы в сегменте № 1 (а – дефекты отсутствуют, изменений структуры нет) и в сегменте № 3 (б – обнаружены дефекты и изменение структуры)

Как было отмечено выше, в состоянии поставки трубы могут обладать и существенной микроструктурной неоднородностью. Общепринятыми характеристиками микроструктуры стали являются размеры зерен. Результаты измерения среднего размера и средней площади зерен в каждом участке сегментов трубы приведены на рисунке 3.45 и свидетельствуют об уменьшении зерен по мере приближения к центру стенки трубы. Наличие такой закономерности изменения размерных параметров зерен по толщине стенки трубы указывает на воздействие градиента температуры и скорости охлаждения в процессе производства тонкостенных труб из стали 20.

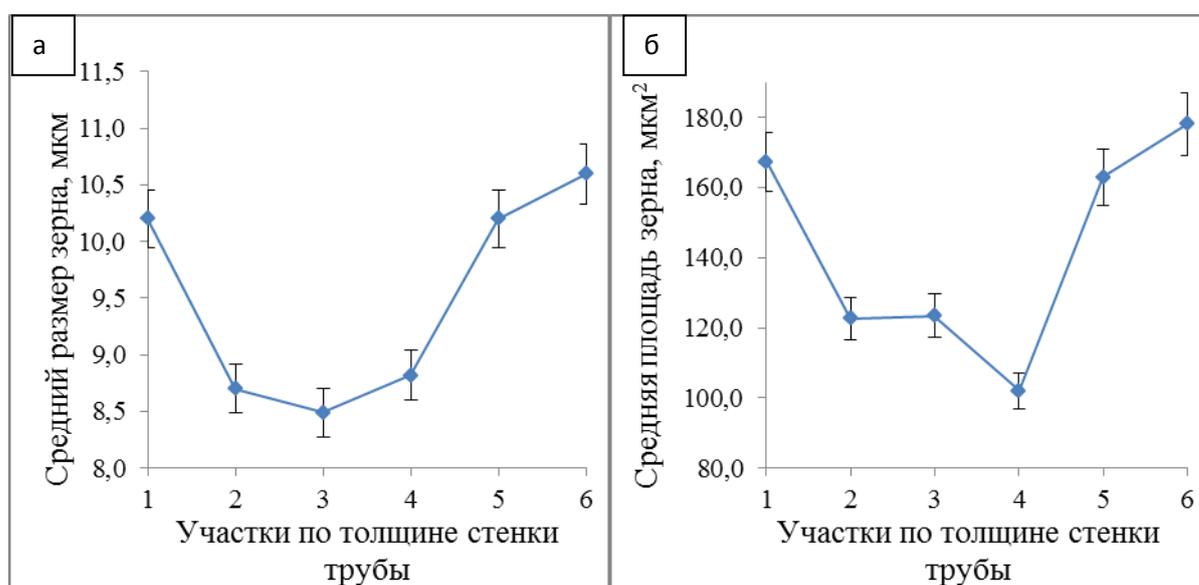


Рисунок 3.45 – Изменение среднего размера зерен (а) и средней площади зерен (б) по толщине стенки трубы

Наличие отслоений под наружной поверхностью, как и локальных дефектов с внутренней стороны трубы, ухудшает эксплуатационные свойства, а также коррозионную стойкость трубы. Известно, что любые факторы, приводящие к нарушению защитного слоя на стали и увеличивающие рельеф поверхности, ускоряют скорость реакции [70]. В этом случае стоит ожидать доминирующее проявление коррозионных процессов на внутренней поверхности трубы в виде язвенных поражений, а при условии значительной протяженности канавок – коррозию бороздками.

Анализ микрорельефа наружной и внутренней поверхности труб в состоянии поставки показал наличие различных типов дефектов на сегментах трубы. Наличие развитой наружной и внутренней поверхностей труб является предпосылкой для скопления на ней отложений, трудноудаляемых при эксплуатации теплообменного оборудования. Неравномерность

распределения дефектов по поверхности трубы обуславливает неравномерность прочностных и эксплуатационных свойств, что способствует нарушению надежности работы трубных систем. Кроме того, вершины дефектов являются концентраторами напряжений и служат началом развития эксплуатационных повреждений. Зафиксирован перепад размерных параметров микроструктуры, что указывает на наличие градиента температуры и скорости охлаждения в процессе реализации технологии производства труб.

3.5. Краткие выводы по главе 3

1. Анализом основных причин повреждения экранных труб Омских ТЭЦ установлено, что 80 % аварийных остановов котлов связано с повреждениями теплообменных труб, большая часть которых (~ 39 %) произошла из-за развития процессов коррозии на наружной поверхности.

2. Оценка структуры и свойств металла образцов коррозионно-поврежденных элементов и труб после длительной эксплуатации показала качественное различие эксплуатационных свойств трубной стали при разных структурах. При равных условиях эксплуатации на скорость коррозии наружной поверхности труб поверхностей нагрева значительное влияние оказывает фактор разнородности: чем выше данный параметр (соответственно выше однородность зеренной структуры), тем ниже наблюдаемая скорость коррозии.

3. В трубах в состоянии поставки обнаружены дефекты, которые, с одной стороны, находятся в рамках требований технических условий на поставку, а, с другой стороны, уже достигли половины браковочного уровня для эксплуатируемых труб. В трубной стали в состоянии поставки обнаружен перепад размерных параметров микроструктуры. Образовавшийся структурный градиент приводит к существенным изменениям скорости развития повреждения.

4. Выявлено, что регламентированный режим термообработки не исключает формирования структур со значительной разнородностью. Характеристики микроструктуры труб, имеющих идентичный химический состав, варьируются в широком интервале. Так, было обнаружено, что структура перлита может быть пластинчатой, зернистой, смешанного типа, а в некоторых случаях не полностью сформированной и со значительной сфероидизацией и дисперсностью, при этом зерно феррита меняется в диапазоне 7-12 номера.

Глава 4. Исследование влияния многократной нормализации на физико-механические свойства труб

4.1 Обоснование параметров нормализации

Результаты, изложенные в главе 3 и полученные на коррозионно-поврежденных образцах, длительно эксплуатируемых образцах и образцах труб в состоянии заводской поставки, привели к формированию мнения, что для практических целей минимизации отказов и продления срока службы тепловоспринимающих элементов, изготовленных из стали 20, следует проводить дополнительные мероприятия, улучшающие эксплуатационные свойства труб поверхностей нагрева. Это обусловлено прежде всего тем, что в новых трубах уже обнаруживается неравномерность распределения дефектов по поверхности, структурная неоднородность и разнотернистость, что вызывает неравномерность прочностных и других свойств. Она в конечном счете способствует нарушению надежности работы трубных систем, поскольку вершины дефектов являются концентраторами напряжений и служат началом развития повреждений.

Анализ, проведенный в главе 1, показал, что увеличение рабочего ресурса труб стоит искать в дополнительных к техническим условиям [3] режимах термообработки, а из анализа главы 3 следует, что этот режим должен улучшать однородность зеренной структуры.

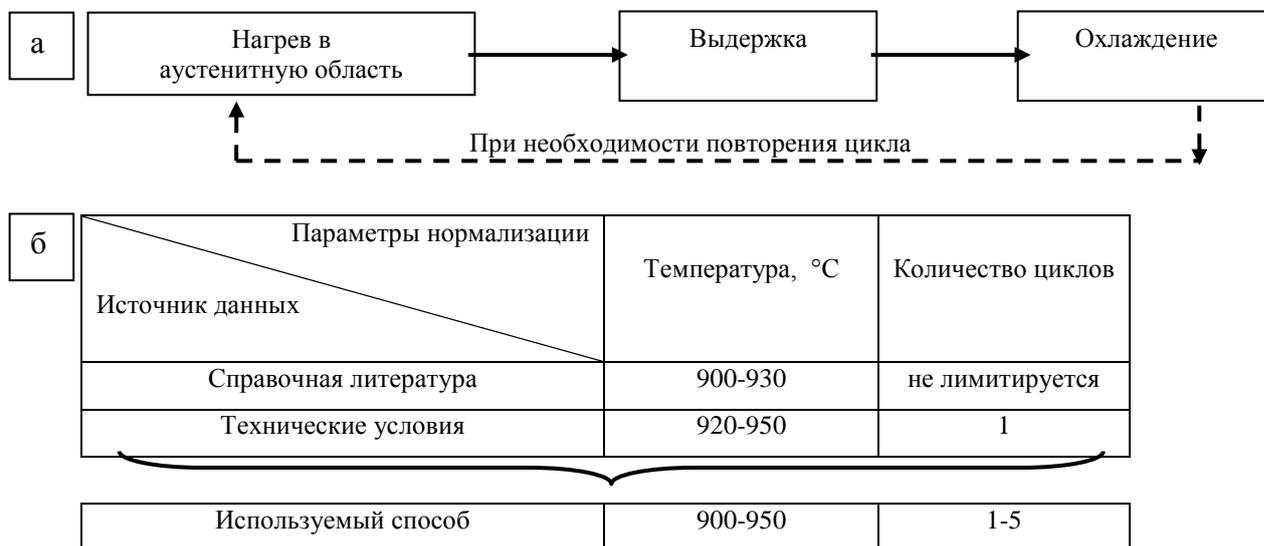


Рисунок 4.1 – Общая схема (а) и основные параметры (б) нормализации

В практике термической обработки сталей существует широко известный способ исправления и выравнивания крупного зерна путем повторения циклов нагрева в аустенитную область с последующим охлаждением [103]. Для стали 20 рекомендуемый температурный интервал нормализации составляет 900-930 °С [103, 144]. При этом решающее значение в формировании микроструктуры имеет количество циклов и температура фазовой

перекристаллизации, где количество таких циклов для каждой стали определяется опытным путем [111]. Техническими условиями [3] регламентирован интервал 920-950 °С, при этом в доступных публикациях отсутствуют сведения о том, почему не используются температуры 900-910 °С. Поэтому в данной работе проведены исследования при расширенных температурных диапазонах (900-950 °С) и циклах нормализации с целью полного охвата условий для выравнивания размеров зерен феррита в стали 20 и оптимального повышения за счет этого коррозионной стойкости труб поверхностей нагрева.

Схема способа исправления и выравнивания крупного зерна, учитывающего все эти условия, показана на рисунке 4.1. Термическая обработка представляет собой цикл, который реализуется следующим образом: нагрев, выдержка и охлаждение. При необходимости проведения многократной нормализации, цикл повторяется. Выбранная область исследования термической обработки циклична и по диапазону температур перекрывает литературные данные и технические условия.

4.2 Структурно-фазовое состояние стали 20 в режимах термообработки

Сопровождение циклов термообработки рентгенофазовым анализом показало, что в исходном состоянии и после всех видов термической обработки структура стали 20 является феррито-перлитной. На это указывает процентное содержание феррита при различных режимах термообработки, приведенное в таблице 4.1. Относительная объемная доля ферритной фазы составляет 68,6-85,4 %, перлитной – 14,6-31,4 % (см. таблицу 4.1). В процессе циклической термообработки при граничных температурах принятого интервала нормализации 900 и 950 °С наблюдается значительное изменение содержания феррита, при этом характерно, что в интервале температур 910-940 °С существенного изменения в количественном составе фаз не обнаружено.

Таблица 4.1 – Процентное содержание феррита при различных режимах термообработки

Режимы термообработки Температура нормализации, °С	Количество циклов нормализации				
	1	2	3	4	5
900	82,1	80,1	77,5	84,5	74,5
910	82,4	79,2	76,4	85,4	73,3
920	75,6	75,6	80,5	79,8	81,9
930	82,3	80,3	79,3	77,3	77,5
940	83,8	83,4	75,3	80,4	80,2
950	79,1	74,3	73,4	74,4	68,6

В ходе многократной структурной перекристаллизации в поверхностном слое всех исследованных образцов наблюдается присутствие трехвалентного оксида железа (Fe_2O_3), что свидетельствует о поверхностном окислении (рисунок 4.2). Первый цикл нормализации при

исследуемых температурах приводит к увеличению количества окисла. Максимальное увеличение в этом цикле наблюдается при 950 °С (площадь дифракционного пика Fe_2O_3 увеличивается при этом в 5 раз). Второй цикл нормализации при температуре 910 °С и выше приводит к снижению концентрации Fe_2O_3 . При этом минимальная величина дифракционного пика этой фазы наблюдается при 920 °С (рисунок 4.3). На этом рисунке приведены характерные дифрактограммы, которые показывают фазовый состав стали 20 в исходном состоянии, после двукратной нормализации при 920 °С, после однократной нормализации при 950 °С (режим, после которого зафиксирована максимальная концентрация Fe_2O_3) и после пятикратной нормализации при 900 °С (режим, приводящий к наибольшему содержанию $\alpha\text{-Fe}$).

Дифрактограммы образцов стали 20 в исходном состоянии и подвергнутых регламентированной термообработке в одном цикле, представлены на рисунке 4.4. Анализ положения, формы и изменения интенсивности дифракционных пиков показал, что с увеличением температуры нормализации до 930 °С включительно происходит уменьшение дифракционных пиков и их сдвиг в сторону больших углов и сужение. Начиная с 940 °С, происходит увеличение интенсивности дифракционных пиков, их сдвиг в сторону меньших углов и уширение. Подобные изменения свидетельствуют о перераспределении легирующих элементов в процессе термообработки [145]. Уширение пиков также может быть связано с увеличением микродеформаций, вызываемых при образовании дефектов кристаллического строения [146].

Электронно-микроскопический анализ показал, что в исходном состоянии структура состоит из крупнозернистого феррита и перлита (рисунок 4.5), средняя площадь зерен феррита составляет $84,7 \text{ мкм}^2$ (рисунок 4.6). Отчетливо видно, что не полностью сформированы границы зерен перлита, идет начальная фаза выделения цементита, который обрамляет ферритные зерна. Начальная фаза и неравномерность образования перлита по границам зерен феррита указывает на незавершенность процесса кристаллизации и тем самым на неравновесное состояние стали. Цементит располагается в основном в перлитных зернах в виде тонких пластинок. Межпластинчатое расстояние составляет 0,34 мкм, толщина цементитных пластинок – 0,14 мкм. Величина относительного изменения размерных параметров перлита при двукратной нормализации при различных температурах приведена в таблице 4.2. Зависимость средней площади зерен феррита от количества циклов нормализации демонстрирует рисунок 4.6.

Установлено, что последующие циклы многократной структурной перекристаллизации приводят микроструктуру в равновесное состояние, выравнивая и измельчая размеры зерен и более равномерно распределяя перлит между ферритом (рисунок 4.7). Уменьшается объемная доля перлитных колоний, при этом двукратный цикл нормализации при температуре 900-930 °С приводит к уменьшению межпластинчатого расстояния и толщины пластинок цементита

(таблица 4.2). Два цикла фазовой перекристаллизации при 900 °С приводят к уменьшению площади зерен феррита до 55 мкм² (рисунок 4.6). Последующие циклы фазовой перекристаллизации не оказывают значительного влияния на средний размер зерен феррита и дисперсность перлита, а нормируемые параметры микроструктуры соответствуют требованиям нормативно-технических документов к микроструктуре металла труб.

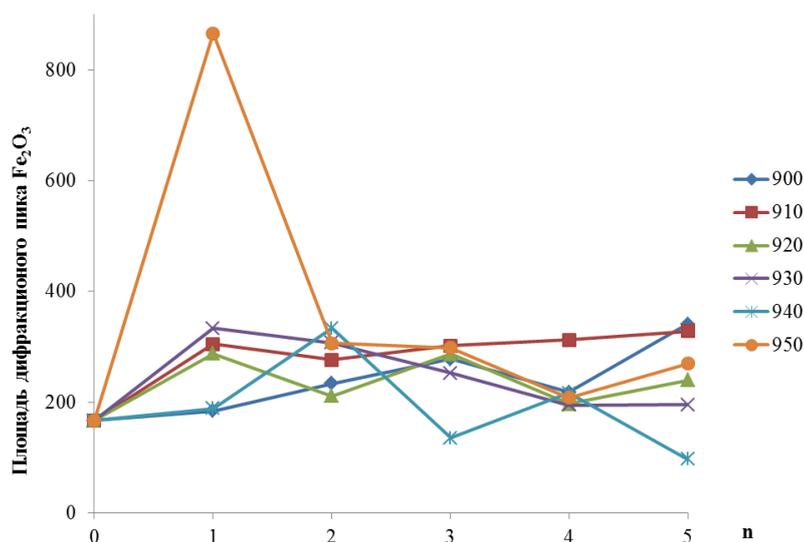


Рисунок 4.2 – Площадь дифракционного пика Fe₂O₃ в зависимости от параметров нормализации

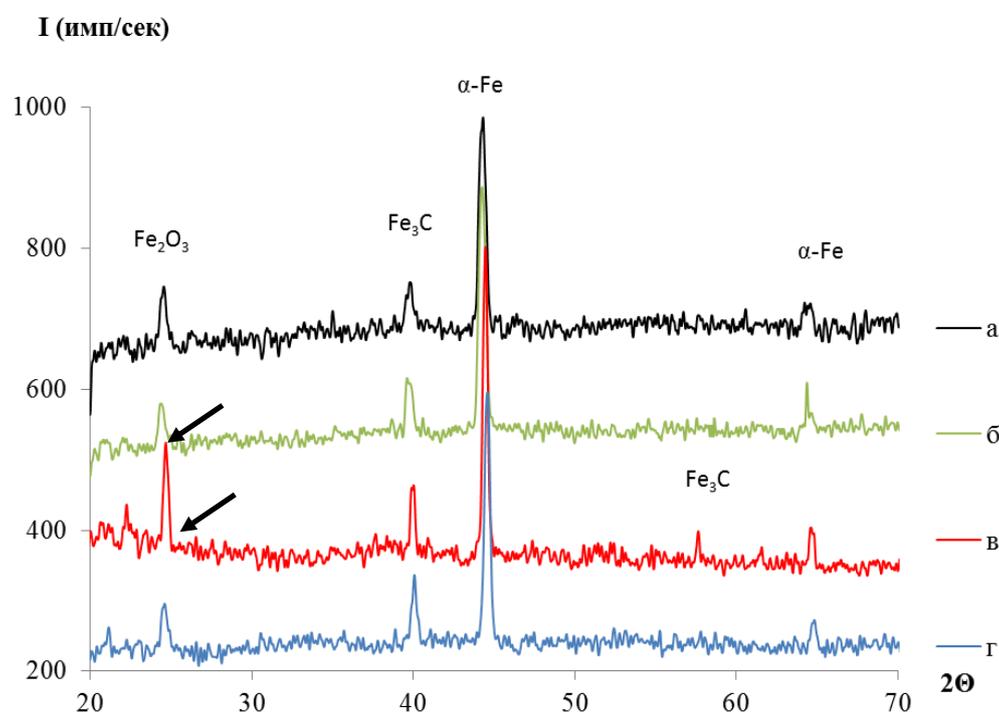


Рисунок 4.3 – Дифрактограммы стали 20 после различных режимов термообработки (а – образцы в состоянии заводской поставки, б – $t=920$ °С, $n=2$, в – $t=950$ °С, $n=1$, г – $t=900$ °С, $n=5$)

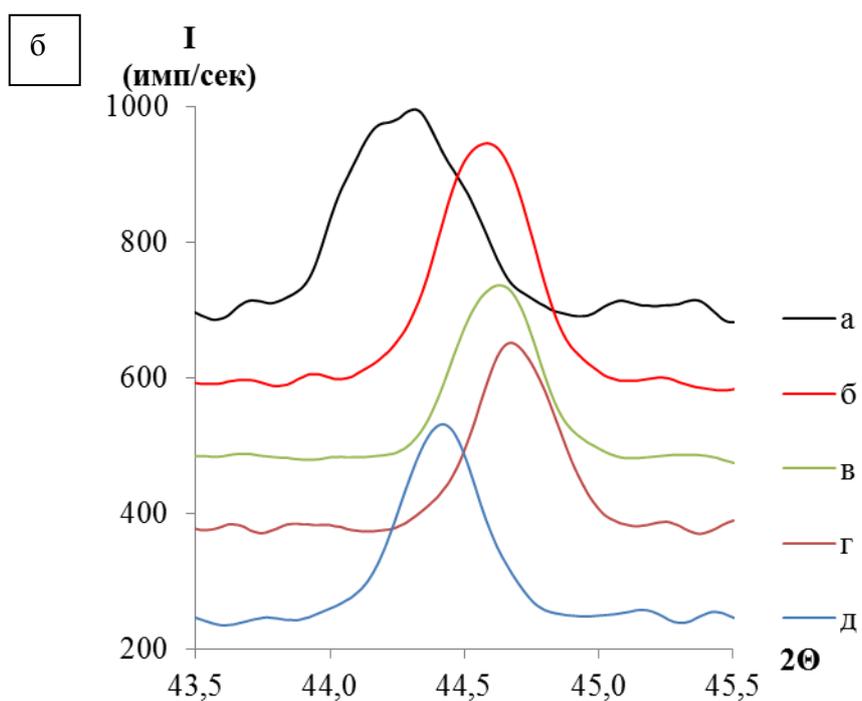
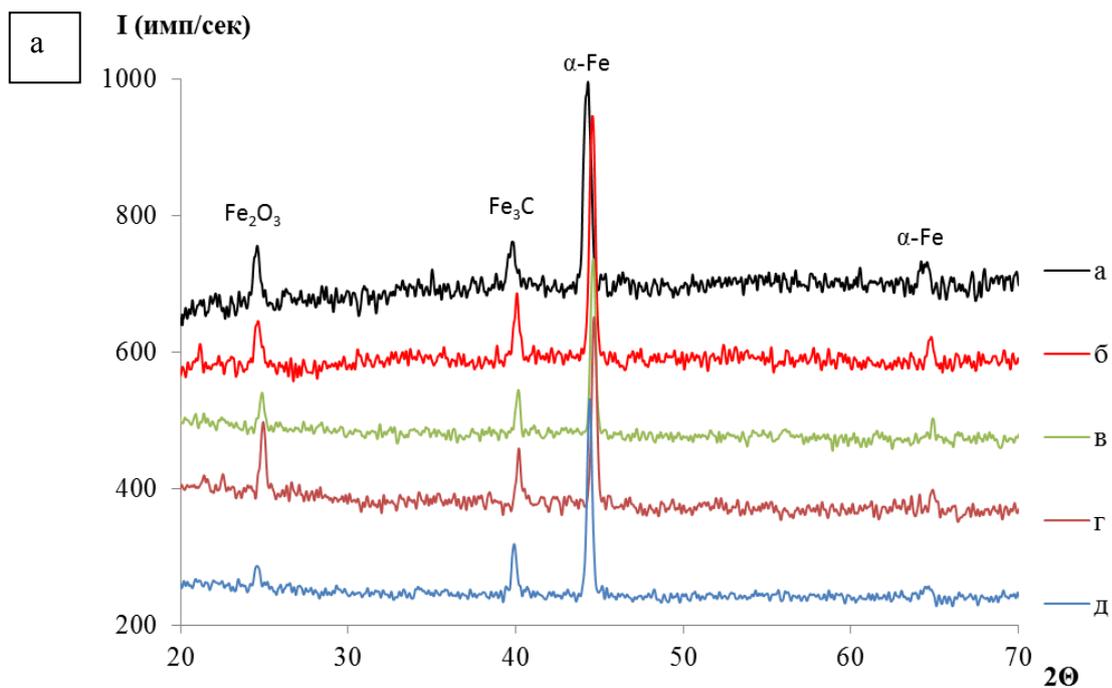


Рисунок 4.4 – Дифрактограммы (а) и участок дифрактограммы (б) стали 20 после различных режимов термообработки (а – образцы в состоянии заводской поставки; образцы после однократного режима при: б – 950 °С, в – 940 °С, г – 930 °С, д – 920 °С)

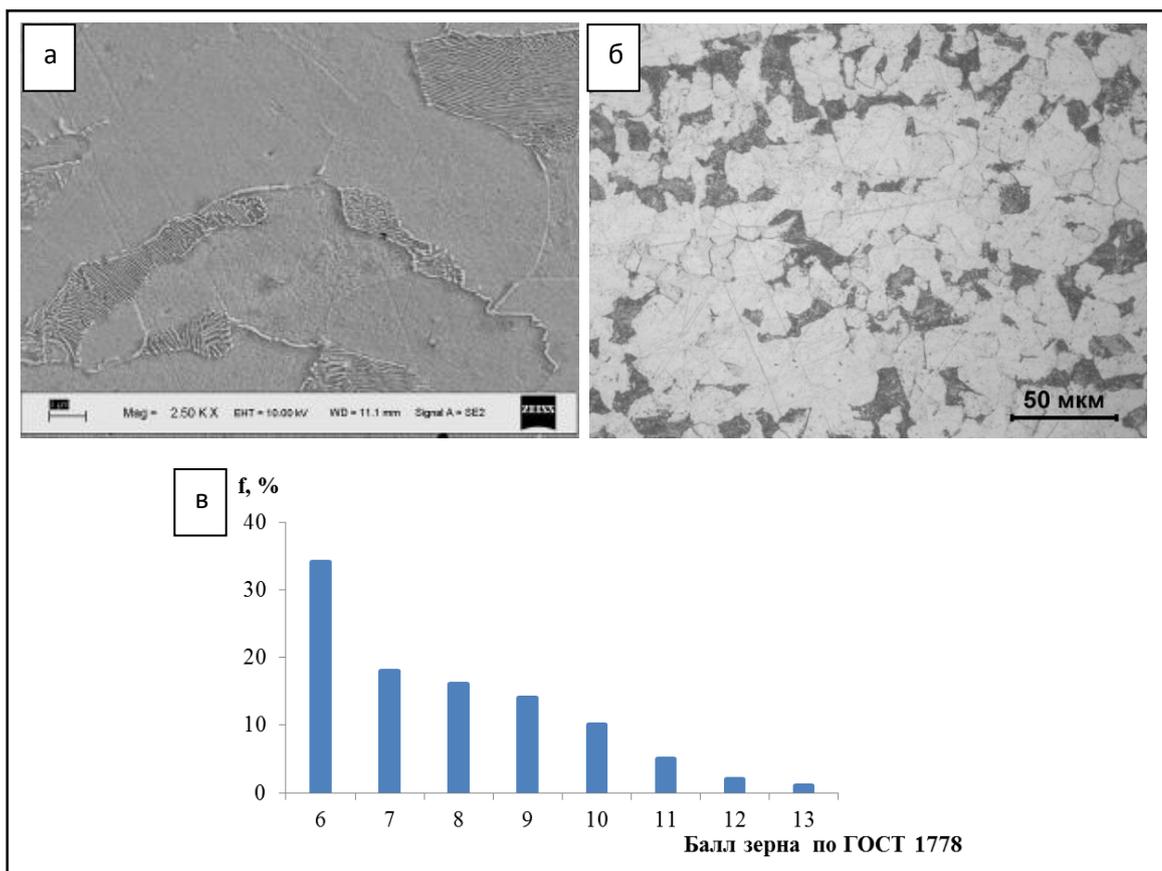


Рисунок 4.5 – Микроструктура при увеличении $\times 2500$ (а) и $\times 200$ (б) и распределение долей номеров зерен (в) в образце трубной заготовки в исходном состоянии

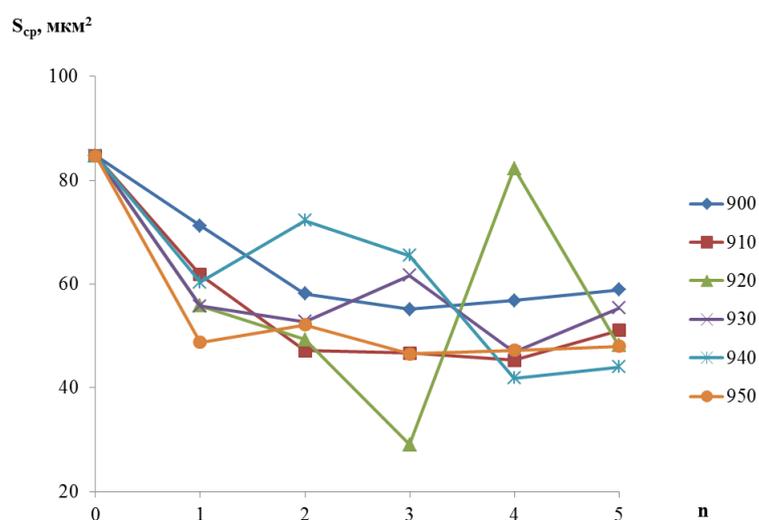


Рисунок 4.6 – Зависимость средней площади зерен феррита от количества циклов нормализации

Таблица 4.2 – Величина относительного изменения ($r_i/r_{исх}$) размерных параметров перлита при однократной и двукратной нормализации при различных температурах

$r_i/r_{исх}$	Температура нормализации		900 °С	910 °С	920 °С	930 °С	940 °С	950 °С
	Кол-во циклов							
Межпластинчатое расстояние	1		1,90	0,89	1,11	1,19	1,49	1,52
	2		1,52	0,31	0,44	0,45	0,54	1,02
Толщина цементитных пластинок	1		2,21	1,47	1,15	1,47	1,47	2,21
	2		2,06	0,65	0,41	0,44	0,50	1,38

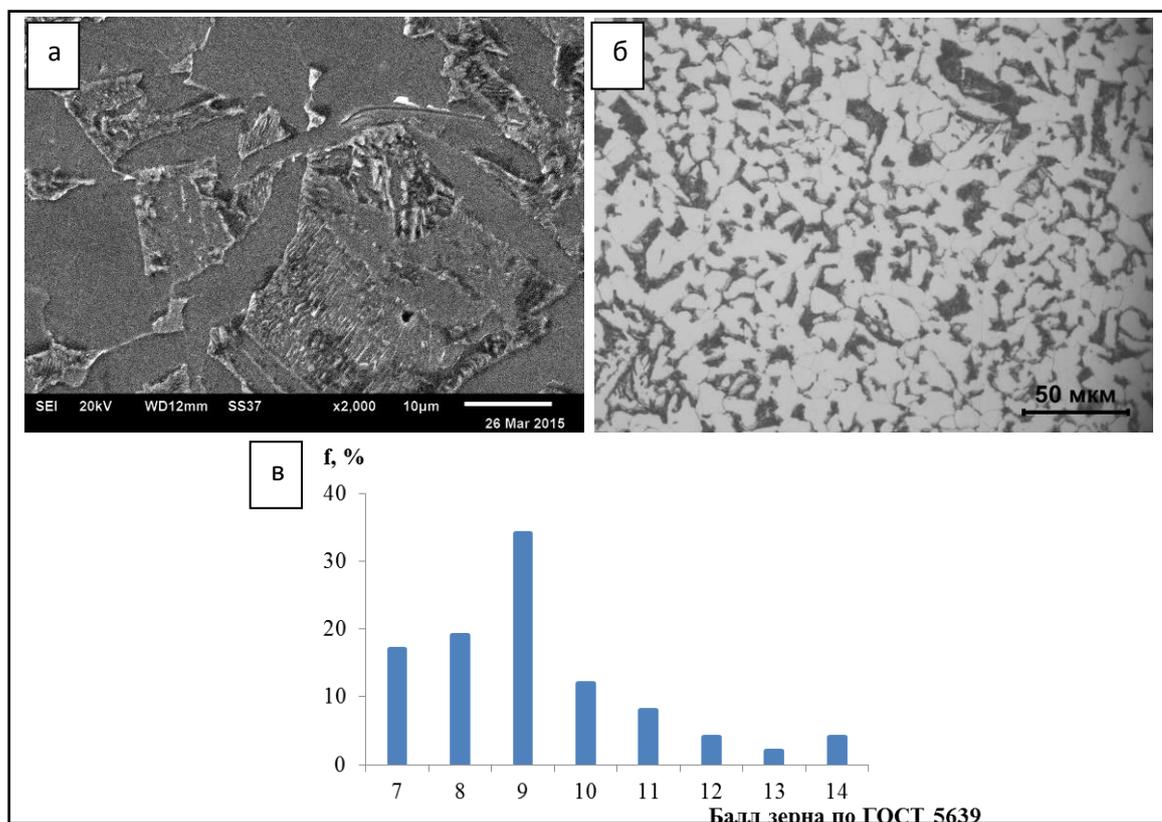


Рисунок 4.7 – Микроструктура при увеличении $\times 2500$ (а) и $\times 200$ (б) и распределение долей номеров зерен (в) в образце трубной заготовки после двукратной нормализации при 900 °С

Первые два цикла фазовой перекристаллизации при 910 °С так же улучшают параметры микроструктуры, выравнивая и измельчая размеры зерен и более равномерно распределяя феррит между ферритом (рисунок 4.8). Площадь зерен феррита при этом уменьшается до 62 мкм² при однократной нормализации и до 47 мкм² (рисунок 4.6) при двукратной нормализации. Третий и четвертый циклы нормализации не оказывают значительного влияния на средний размер зерен феррита, но уменьшают однородность микроструктуры. Четвертый цикл нагрева-охлаждения приводит к изменению формы зерен феррита и к увеличению дисперсности перлита. Зеренная структура феррита уже не является равноосной, а происходит ее трансформация в игольчатую форму. Наблюдается видманштеттовая структура с тонкими иглами, отходящими от ферритной сетки и расположенными внутри зерен. При пятом цикле

нормализации дисперсность перлита возрастает, количество видманштеттовой структуры увеличивается. При этом средняя площадь зерна увеличивается до 51 мкм^2 . В микроструктуре наблюдается ярко выраженная грубая видманштеттовая структура с массивными иглами и ферритной сеткой по границам зерен, что соответствует 4-5 баллам ГОСТ 5640 [143]. Наличие видманштеттовой структуры в микроструктуре стали 20 выше 3-го балла не допускается [3], данная структура является браковочной.

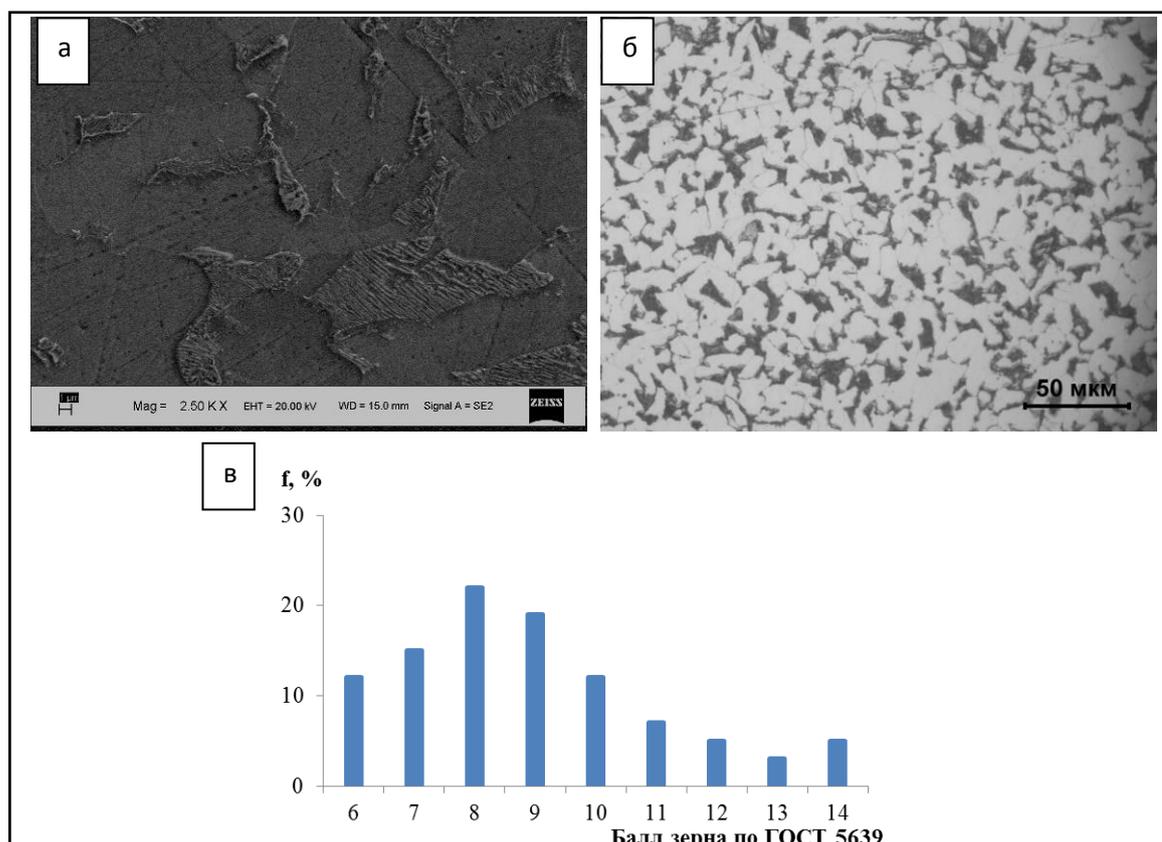


Рисунок 4.8 – Микроструктура при увеличении $\times 2500$ (а) и $\times 200$ (б) и распределение долей номеров зерен (в) в образце трубной заготовки после двукратной нормализации при $910 \text{ }^\circ\text{C}$

Двукратная структурная перекристаллизация при $920 \text{ }^\circ\text{C}$ (рисунок 4.9) приводит к формированию более мелкозернистой равноосной феррито-перлитной структуры с низкой разнотерностью. Значение средней площади зерна феррита уменьшается на 42% (с $84,7 \text{ мкм}^2$ до $49,3 \text{ мкм}^2$). Значение фактора разнотерности после двукратного цикла нормализации увеличивается в 3,3 раза (с 0,15 до 0,49). Известно [105], что структура сорбитного типа для трубопроводов нефтегазодобывающей промышленности является наиболее благоприятной с точки зрения стойкости к воздействию сероводородных сред (к водородному растрескиванию и коррозионному растрескиванию под напряжением). Сложность получения такой структуры в трубном производстве заключается в необходимости длительного нагрева и выдержки труб, поэтому используется способ ускоренного индукционного нагрева труб и закалки из

межкритического интервала температур. По мере увеличения числа циклов нормализации ухудшается состояние феррито-перлитной структуры. Так, третий цикл нормализации приводит к изменению формы зерен феррита и к увеличению дисперсности перлита, начинает выделяться игольчатый феррит. При этом средняя площадь зерен феррита уменьшается до 29 мкм^2 , что сопровождается снижением однородности структуры. При последующих циклах нормализации дисперсность перлита возрастает, количество видманштеттовой структуры увеличивается. При этом средняя площадь зерна после четвертого цикла нормализации увеличивается практически до исходного значения и составляет 82 мкм^2 , а после пятого цикла вновь уменьшается до 48 мкм^2 . Структуры стали 20 после четвертого и пятого цикла нормализации являются браковочными из-за наличия видманштеттовой структуры 4-5 баллов ГОСТ 5640 [143].

При фазовой перекристаллизации при $930 \text{ }^\circ\text{C}$ первый цикл термообработки улучшает микроструктурные параметры. Размеры зерен феррита при этом уменьшаются до 56 мкм^2 . После двукратного цикла нормализации начинает формироваться видманштеттовая структура, что приводит к незначительному уменьшению средней площади зерен феррита до величины 53 мкм^2 (рисунок 4.10). После третьего цикла данная структура достигает браковочного уровня. Последующие циклы нормализации увеличивают количество видманштеттовой структуры и снижают однородность зеренной структуры.

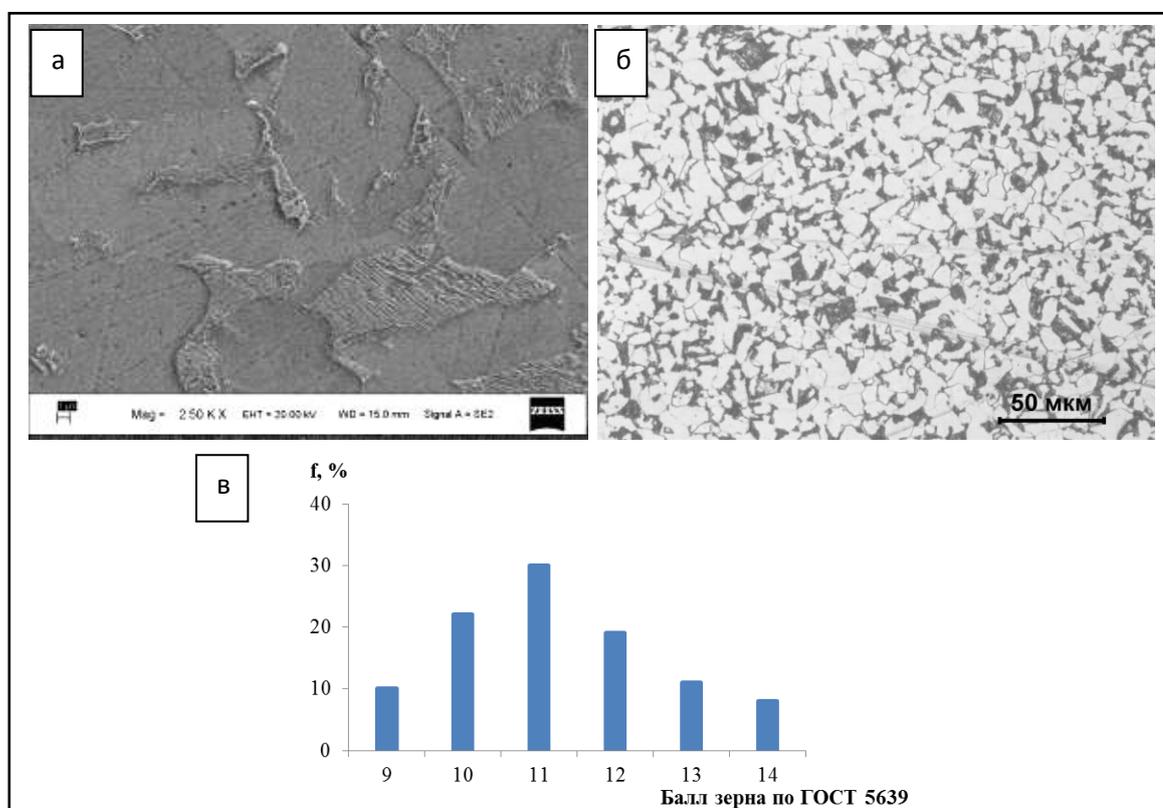


Рисунок 4.9 – Микроструктура при увеличении $\times 2500$ (а) и $\times 200$ (б) и распределение долей номеров зерен (в) в образце трубной заготовки после двукратной нормализации при $920 \text{ }^\circ\text{C}$

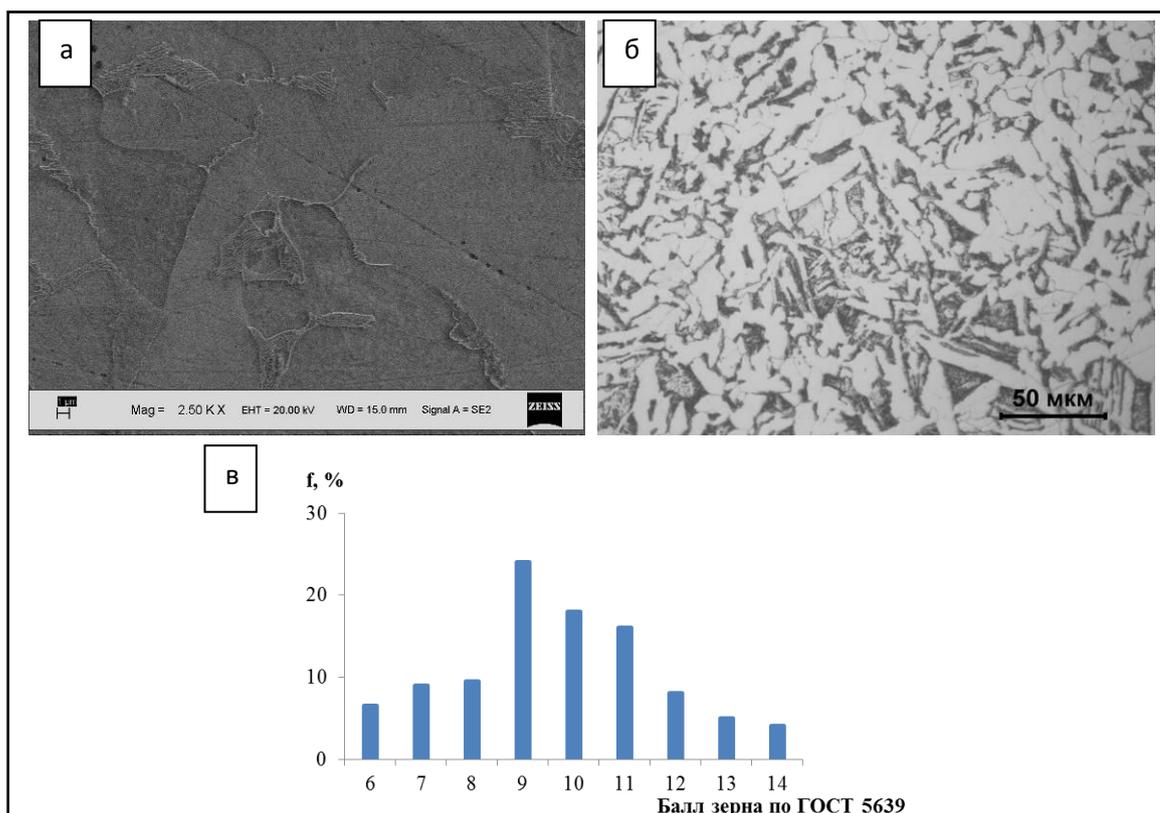


Рисунок 4.10 – Микроструктура при увеличении $\times 2500$ (а) и $\times 200$ (б) и распределение долей номеров зерен (в) в образце трубной заготовки после двукратной нормализации при $930\text{ }^{\circ}\text{C}$

Вследствие фазовой перекристаллизации при $940\text{--}950\text{ }^{\circ}\text{C}$ значительная часть цементита из разрушенных перлитных зерен переместилась на границы ферритных зерен, образовав там прослойки (рисунки 4.11, 4.12). Этот процесс является опасным для пластичности и прочности стали, поскольку разрушение обычно происходит по межфазным границам цементит-феррит. При двукратном цикле при температуре $940\text{ }^{\circ}\text{C}$ значительного изменения межпластинчатого расстояния и толщины цементитных пластинок не происходит (рисунок 4.11), при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рисунок 4.12) – эти параметры превышают исходный размер, наблюдается ярко выраженная грубая видманшеттовская структура.

Известно [147], что видманшеттовская структура формируется при перегревах и последующих ускоренных охлаждениях. Причина образования видманшеттовской структуры при трехкратном и более циклах нормализации при температуре $900\text{--}930\text{ }^{\circ}\text{C}$, при двукратном при $940\text{ }^{\circ}\text{C}$, и однократном при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, по-видимому, заключается в постепенном накоплении искажений на межфазных границах, сопровождающемся пластическими сдвигами, приводящими к нарушению степени когерентности кристаллических решеток двух фаз. Наблюдается ускоренный рост новой фазы в одном или двух направлениях, а в остальных рост

фазы ограничивается диффузионным неупорядоченным межфазным переходом. При этом формируются пластинчатые выделения новой фазы – видманштеттового феррита. В таблице 4.3 представлены результаты соответствия контролируемых параметров микроструктуры требованиям нормативно-технических документов на трубы поверхностей нагрева. Минусом в таблице 4.3 отмечены режимы термообработки, при которых в микроструктуре наблюдался видманштетт недопустимого по ГОСТ 5640 [143] и ТУ 14-ЗР-55-2001 [3] балла.

Таблица 4.3 – Соответствие контролируемых параметров микроструктуры требованиям НТД на трубы поверхностей нагрева («+» – удовлетворяет требованиям НТД, «-» – не удовлетворяет требованиям НТД)

Кол-во циклов	Температура нормализации	Параметры микроструктуры					
		900 °С	910 °С	920 °С	930 °С	940 °С	950 °С
1		+	+	+	+	+	+
2		+	+	+	+	+	-
3		+	+	+	-	-	-
4		+	+	-	-	-	-
5		+	-	-	-	-	-

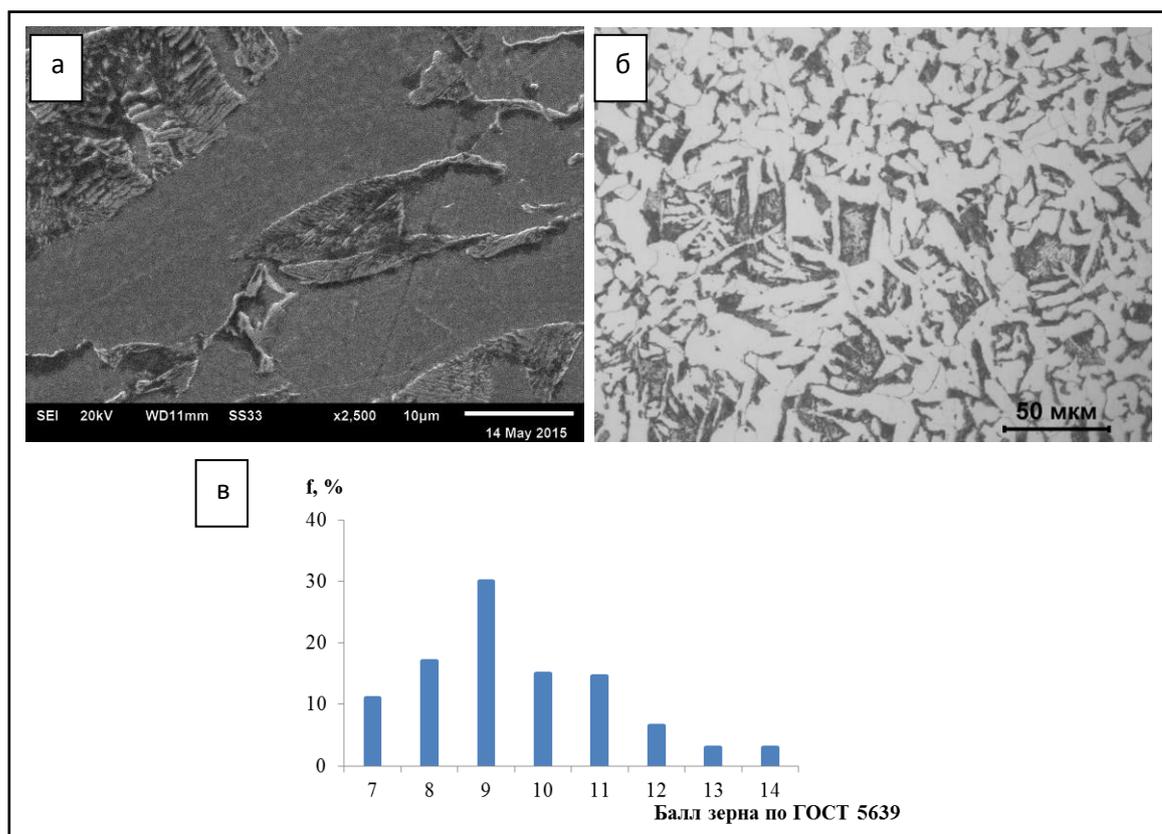


Рисунок 4.11 – Микроструктура при увеличении $\times 2500$ (а) и $\times 200$ (б) и распределение долей номеров зерен (в) в образце трубной заготовки после двукратной нормализации при 940 °С

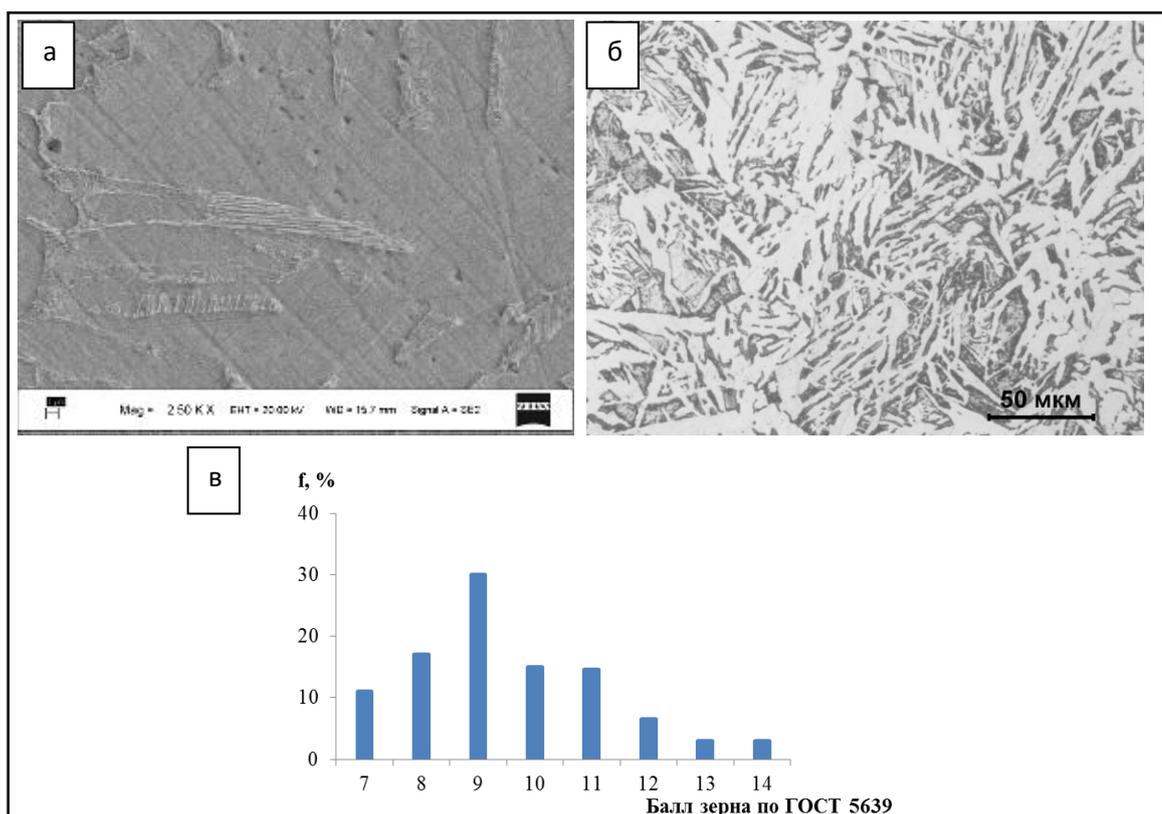


Рисунок 4.12 – Микроструктура при увеличении $\times 2500$ (а) и $\times 200$ (б) и распределение долей номеров зерен (в) в образце трубной заготовки после двукратной нормализации при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$

Проследить развитие видманштеттовой структуры по мере увеличения температуры и количества циклов нормализации можно по мере роста игольчатых выделений феррита и величины зерна. На рисунке 4.13 приведена микроструктура трубного изделия из стали 20 в исходном состоянии и после однократной – пятикратной нормализации при $940\text{ }^{\circ}\text{C}$. Видно, как идет развитие от одиночных ферритных зерен, имеющих неправильную форму, до ярко выраженной грубой видманштеттовой структуры с массивными иглами и ферритной сеткой по границам зерен. Рентгенофазовый анализ показал, что в процессе термической обработки фазовый состав не изменяется – образцы состоят из феррита и перлита (рисунок 4.14). При этом наблюдается уширение пика $\alpha\text{-Fe}$ и смещение его в сторону больших углов дифракции. Максимальный сдвиг наблюдается у образца после пятикратного цикла при $940\text{ }^{\circ}\text{C}$. Это свидетельствует об увеличении деформации элементарной ячейки феррита.

Значения фактора разнорзерности при исследуемых режимах термообработки представлены на рисунке 4.15. Установлено, что первый цикл нормализации во всем исследованном температурном интервале приводит к увеличению степени однородности микроструктуры. Второй цикл нормализации при температурах – $900, 910, 920, 930, 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ так же способствует увеличению фактора разнорзерности. После третьего цикла нагрева-

охлаждения наблюдается снижение фактора разнотерности, исключение составляет образец, подвергнутый нормализации при 940 °С. Четвертый и пятый цикл нормализации не оказывают значительного влияния на однородность зеренной структуры. Установлено, что наиболее эффективными режимами, уменьшающими разнотерность микроструктуры, являются режим двукратной нормализации при температуре 920 °С, 930 °С и однократный режим при 940 °С, микроструктура которого представлена на рисунке 4.16а. При этом максимального значения 0,49 фактор разнотерности достигает при двукратной нормализации при температуре 920 °С. Наименее однородная микроструктура и соответственно минимальное значение фактора разнотерности – 0,14 наблюдается после трехкратной структурной перекристаллизации при 900 °С (рисунок 4.16б). Для наглядности на одной диаграмме (рисунок 4.17) показано распределение долей номеров зерен при одном из наиболее эффективных режимов, выравнивающих размер зерен, и при режиме, приводящем к максимальной разнотерности. В обоих случаях номер зерна по наибольшей доле – 10. Видно, что для микроструктуры образца после однократной нормализации при 940 °С (рисунок 4.17а) характерен меньший разброс значений и более мелкое зерно. Оценить структуру этого образца можно четырьмя номерами: $G_{10}(34\%)$, $G_9(20\%)$, $G_{11}(17\%)$, $G_{12}(10\%)$. Структура образца после трехкратной нормализации при 900 °С оценивается пятью номерами: $G_{10}(24\%)$, $G_9(20\%)$, $G_8(20\%)$, $G_{11}(15\%)$, $G_{912}(10\%)$.

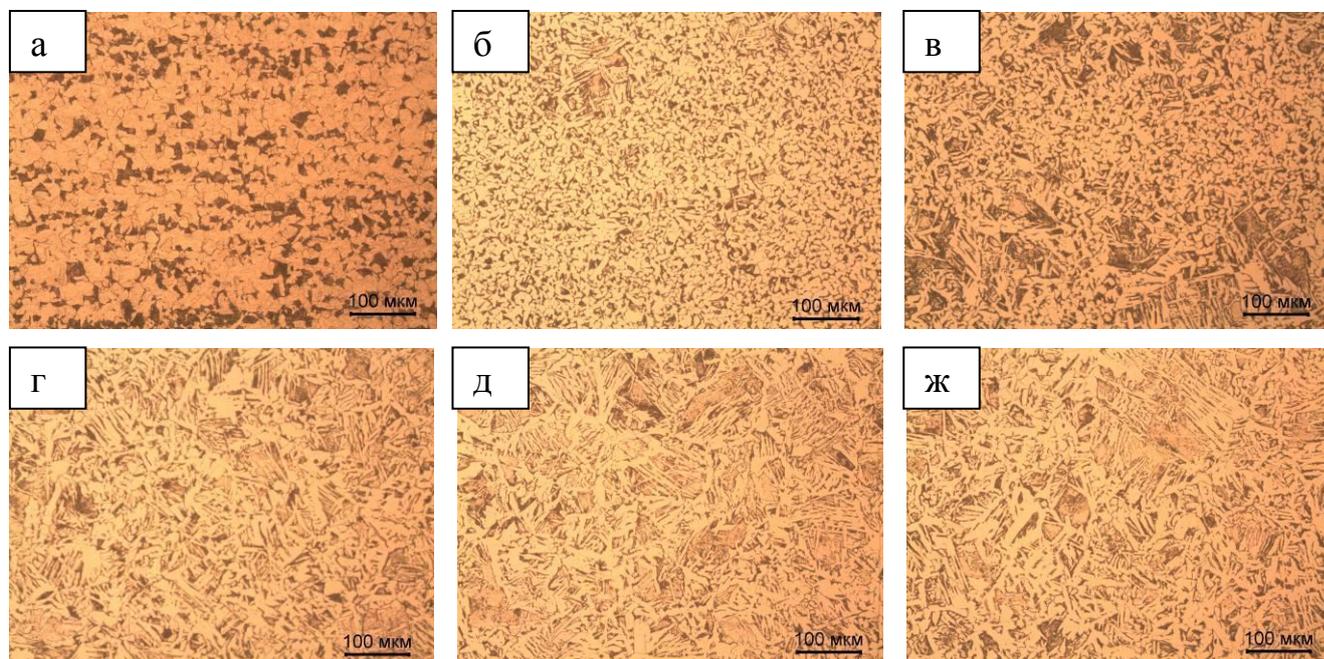


Рисунок 4.13 – Микроструктура трубной заготовки из стали 20 в исходном состоянии (а), после однократной (б), двукратной (в), трехкратной (г), четырёхкратной (д) и пятикратной нормализации (ж) при 940 °С

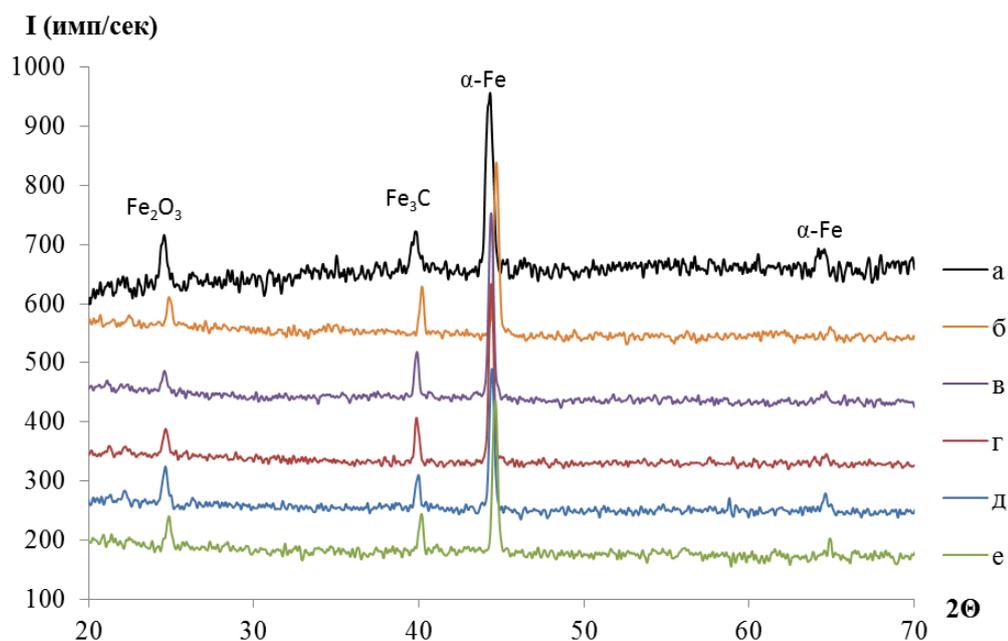


Рисунок 4.14 – Дифрактограммы стали 20 в исходном состоянии (а) и после нормализации при 940 °С при количестве циклов: n=1 (б), 2 (в), 3 (г), 4 (д), 5 (е)

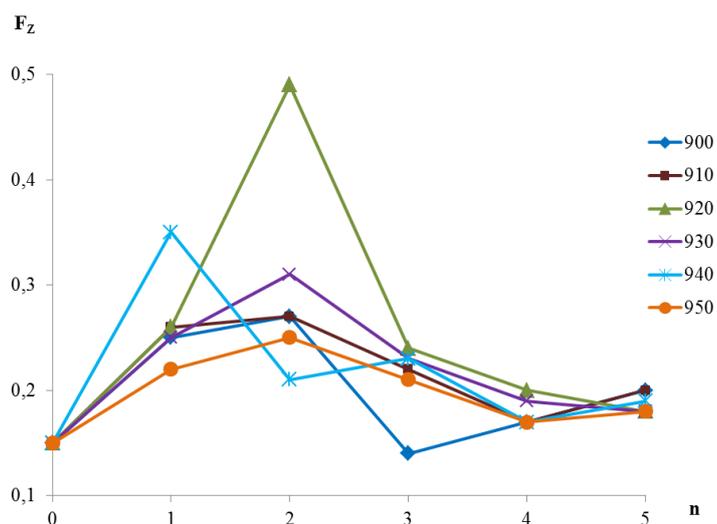


Рисунок 4.15 – Зависимость фактора разноразности от количества циклов нормализации

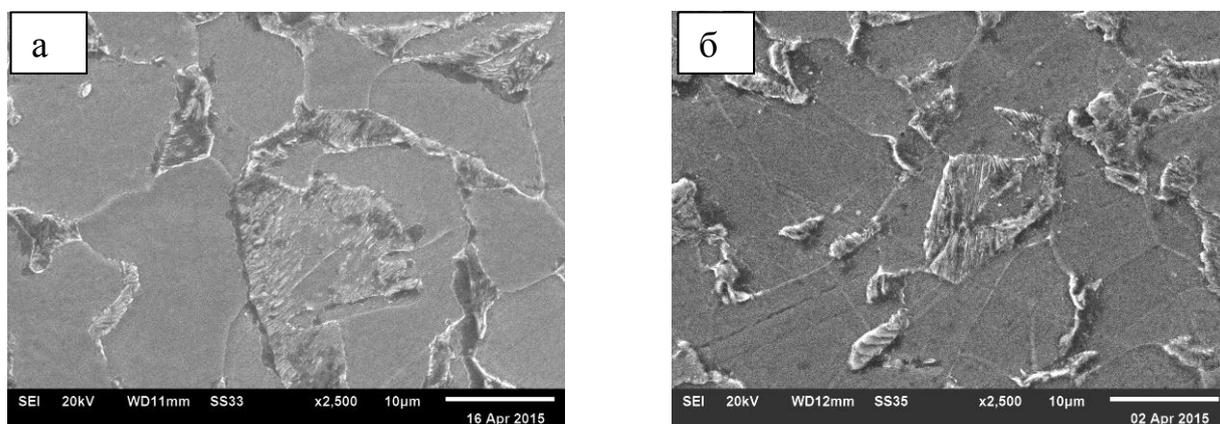


Рисунок 4.16 – Микроструктура трубной заготовки из стали 20 после однократной при 940 °С (а) и трехкратной нормализации при 900 °С (б)

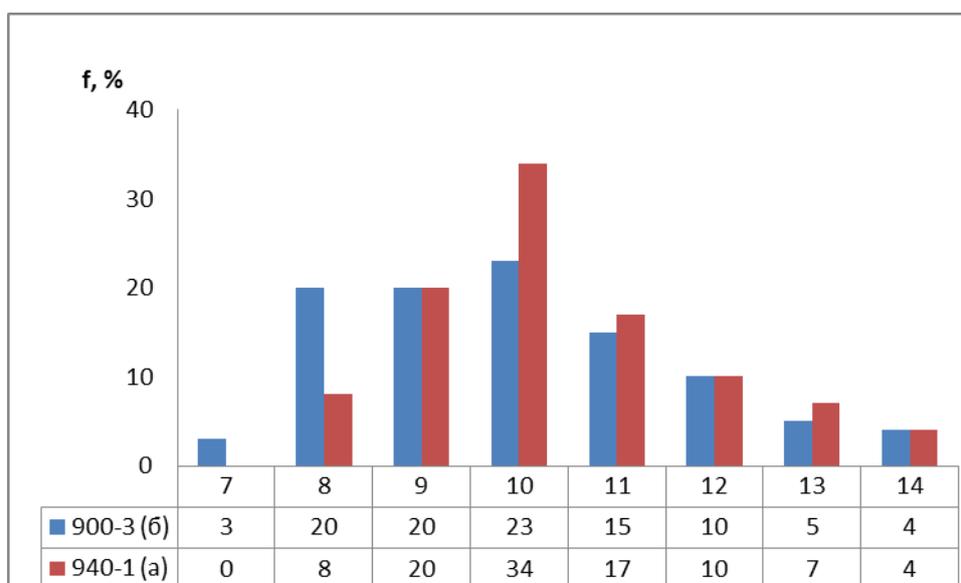


Рисунок 4.17 – Распределение долей номеров зерен в микроструктуре образцов трубной заготовки из стали 20 после однократной при 940 °С (а) и трехкратной нормализации при 900 °С (б)

Энергодисперсионный анализ показал, что циклы многократной структурной перекристаллизации при 900-950 °С приводят так же и к изменению концентраций раскислителей в фазах. На рисунке 4.18 приведена зависимость относительного изменения концентрации кремния в феррите при однократной и двукратной нормализации при различных температурах. Известно, что кремний, растворяясь в феррите, повышает прочность, но ухудшает стойкость против коррозии. Кремний увеличивает коррозионную стойкость стали при связывании кислорода и образовании силикатов [148]. Установлено, что в нетермообработанной трубной заготовке в концентрации Si в феррите составляет 0,32% (мас.% в образце – 0,27%).

Первый цикл нормализации при 900, 910 и 950 °С приводит к увеличению растворимости кремния в феррите, второй – к уменьшению (рисунок 4.18). При одном и двух циклах при 920 °С наблюдается значительное снижение концентрации раскислителя в α -Fe. Одно- и двукратная структурная перекристаллизация при 930 и 940 °С увеличивает концентрацию кремния в феррите. Наименьшая концентрация кремния зафиксирована после двукратной нормализации при 920 °С – 0,18%.

Поскольку кремний слабо искажает кристаллическую решетку α -Fe, то обнаруженное изменение концентрации говорит о том, что в процессе термообработки происходит перераспределение кремния между ферритом и окисными неметаллическими включениями – силикатами.

На рисунке 4.19 приведены данные о скорости коррозии и концентрации кремния в феррите, которые показывают, что в данных условиях эксперимента отсутствует взаимосвязь между этими величинами.

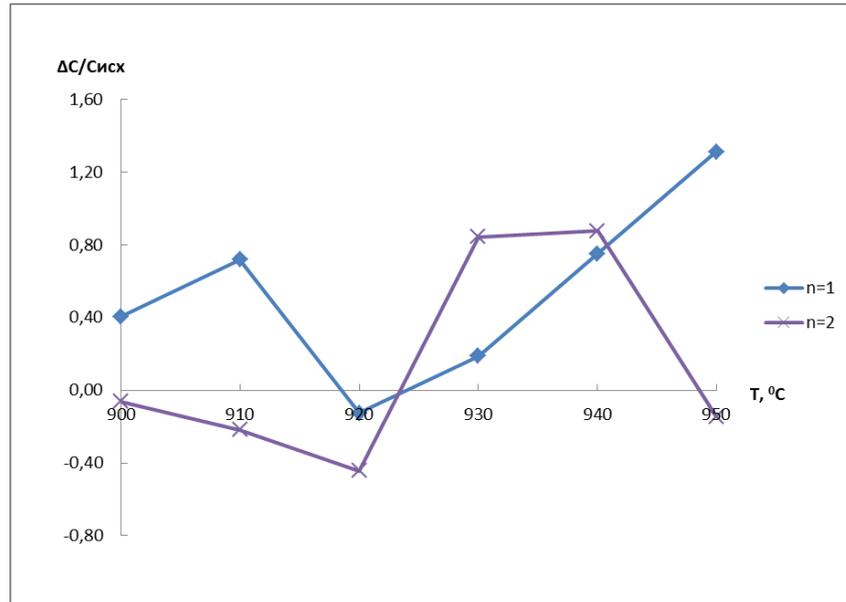


Рисунок 4.18 – Относительное изменение концентрации кремния в феррите при однократной и двукратной нормализации при различных температурах

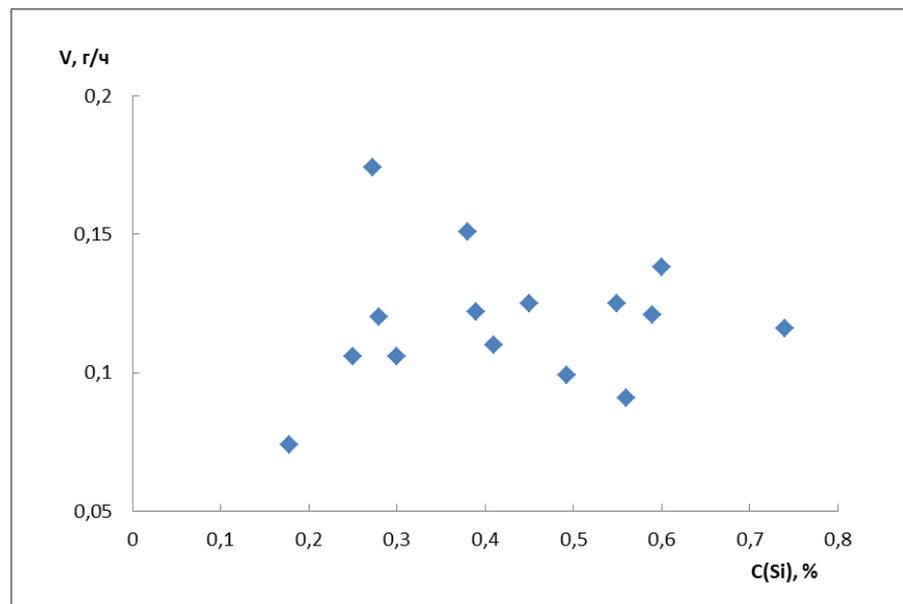


Рисунок 4.19 – Зависимость скорости коррозии от концентрации кремния в феррите

Таким образом, установлено, что в трубах, термообработанных в рекомендуемом [10] температурном интервале 920-950 °С, формируется перлит с отличающейся морфологией пластин. Исследования показали, что увеличение числа циклов нормализации ухудшает состояние феррито-перлитной структуры. Так, уже после третьего цикла нормализации начинает выделяться игольчатый феррит, уменьшается средняя площадь зерен феррита,

увеличивается разнородность структуры. Структуры образцов после четвертого и пятого цикла нормализации являются браковочными. Наиболее однородная сорбитообразная структура наблюдается после режима двукратной нормализации при 920 °С. При этом указанный режим значительно проще и дешевле, чем существующие аналоги [82-84]. Так же при этом режиме наблюдается минимальная концентрация кремния в феррите, что должно положительно сказываться на коррозионных свойствах [148].

4.3 Объем элементарной ячейки феррита, характер формирующихся остаточных напряжений, механические и теплофизические свойства труб

Для установления влияния многократной нормализации на механические свойства были проведены испытания на статическое растяжение при комнатной температуре. Обнаружено, что по мере увеличения температуры термообработки и количества циклов механические свойства ухудшаются (таблица П1.5), однако они находятся в пределах требований [3]. В образцах, в микроструктуре которых наблюдается видманштетт, пределы прочности и текучести заметно выше, а пластичность ниже, чем в образцах с однородной зеренной структурой. Браковочные уровни механических свойств образцов (значения в таблице П1.5 выделены курсивом) полностью соответствуют тем режимам нормализации, при которых происходит образование грубой видманштеттовой структуры. Исключение составляет образец, подвергнутый двукратной нормализации при температуре 940 °С, механические свойства которого немного ниже требуемых [3].

Реализуемые режимы термической обработки приводят к изменениям объема элементарной ячейки стали 20. Расчет показал, что для всех исследованных образцов зависимость $\Delta V/V_a=f(n_t)$ является нелинейной и немонотонной (рисунок 4.20). Аномальное увеличение объема кристаллических решеток наблюдается при пятикратной нормализации при 920 °С, аномальное уменьшение – при пятикратной нормализации при 930 °С (см. рисунок 4.20). Минимальное изменение объема ячейки наблюдается при режиме двукратной нормализации при 920 °С. Объем ячейки феррита образцов, прошедших регламентированную [3] термообработку, составляет 23,764-23,888 Å³, разница в объеме ячейки составляет 0,52%. Элементарная ячейка в условиях эксперимента деформируется не более чем на 1,72%. Установлено, что однократный режим нормализации приводит к увеличению относительной деформации кристаллической ячейки на 0,73%. Последующий цикл вызывает перераспределение внутренних напряжений и деформации решетки феррита уменьшаются. При этом минимальная величина относительной деформации кристаллической ячейки составляет 0,001% и наблюдается при режиме двукратной нормализации при 920 °С. Анализ относительного изменения объема кристаллической решетки феррита показал, что для режима

двухкратной нормализации для всего температурного интервала разброс значений происходит в пределах погрешности измерений. Для остальных режимов наблюдается изменение объема кристаллической решетки феррита, связанное с перераспределением углерода и кремния между ферритной и цементитной фазой (см рисунок 4.18). По мере увеличения температуры и количества циклов нормализации наблюдается увеличение искажения элементарной решетки α -Fe, что по-видимому связано с образованием видманштеттовой структуры.

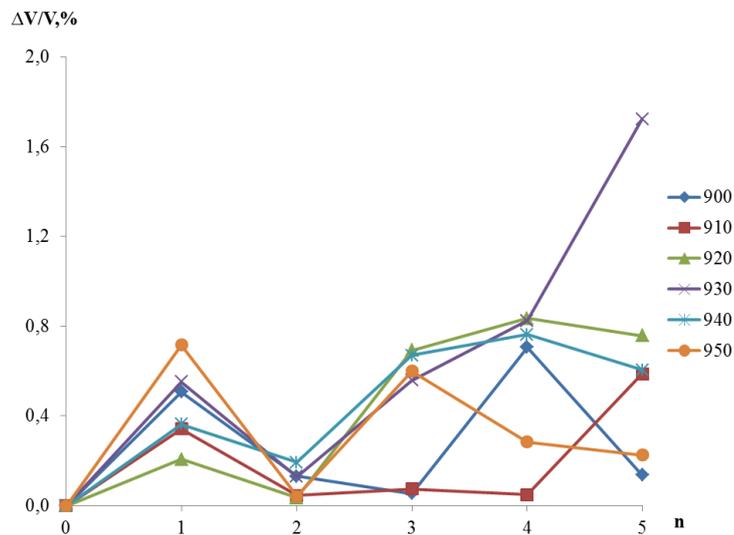


Рисунок 4.20 – Относительная деформация кристаллической решетки феррита в зависимости от количества циклов нормализации при различных температурах

Исследования структурно-напряженного состояния металла проведены после каждого режима термообработки. При этом необходимо было установить влияние циклов термообработки на перераспределение внутренних напряжений. Перераспределение внутренних напряжений первого рода в процессе термообработки при различных температурах представлено на рисунке 4.21. Видно, что экспериментальная зависимость внутренних напряжений первого рода носит осциллирующий характер и изменяется в процессе термической обработки. Идет перераспределение внутренних напряжений I рода от растягивающих до сжимающих. Термообработка при температурах 900 °C и 910 °C существенного изменения в величину зональных напряжений не вносит.

Установление влияния факторов дисперсности и микронапряжений показало, что в основном уширение дифракционных максимумов связано с микроискажениями. На рисунке 4.22 представлена зависимость величины напряжений второго рода от количества циклов нормализации при различных температурах. Наблюдаемые кривые свидетельствуют о существенной зависимости микроискажений от режимов нормализации.

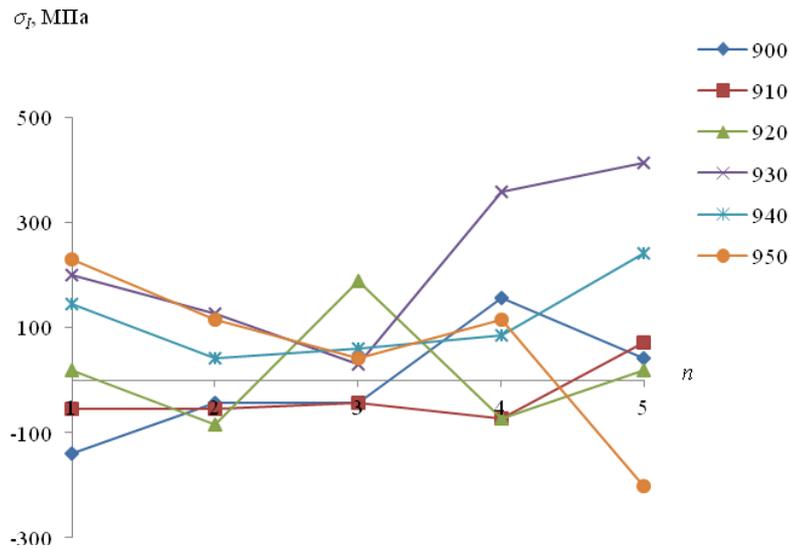


Рисунок 4.21 – Напряжения первого рода в зависимости от количества циклов нормализации при различных температурах

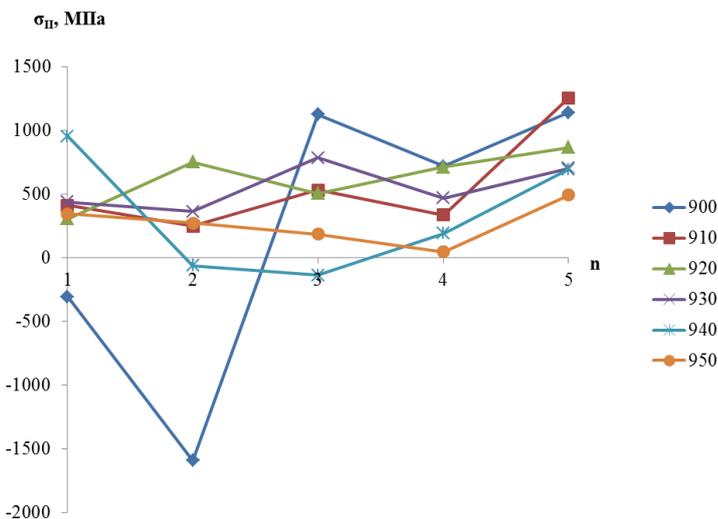


Рисунок 4.22 – Зависимость величины напряжения второго рода от количества циклов нормализации при различных температурах

Обнаружено, что используемые режимы термообработки оказывают значительное влияние на плотность дислокаций. Для образцов, показывающих удовлетворительные результаты по механическим свойствам и микроструктурным характеристикам, данная зависимость имеет минимум в области дислокаций, соответствующей критической плотности дислокаций: $\rho = 2,0 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$ (рисунок 4.23). Наблюдаемый минимум плотности дислокаций при 920 °C соответствует результатам механических испытаний, приведенным в таблице П1.5, где получено небольшое повышение характеристик пластичности и ухудшение прочностных свойств. Эти изменения находятся в пределах требований [3], следовательно, при

использовании режима двукратной нормализации для термообработки экранных труб их контролируемые показатели будут удовлетворительными.

На рисунке 4.24 приведена зависимость относительного сужения поперечного сечения образца после разрыва от плотности дислокаций. Установлено, что почти при всех температурах нормализации по мере увеличения плотности дислокаций пластичность увеличивается линейно, что согласуется с теорией. Но по мере увеличения температуры нормализации угол наклона прямой становится меньше, а при 940 °С становится даже отрицательным, что, по-видимому, связано с образованием структуры видманштетта. Противоположная картина наблюдается при анализе зависимости предела прочности от плотности дислокаций (рисунок 4.25).

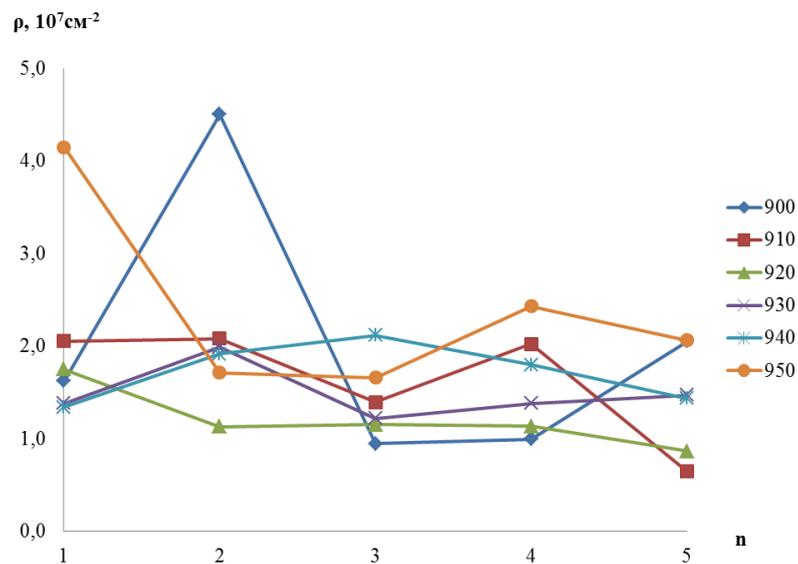


Рисунок 4.23 – Зависимость плотности дислокаций от количества циклов нормализации при различных температурах

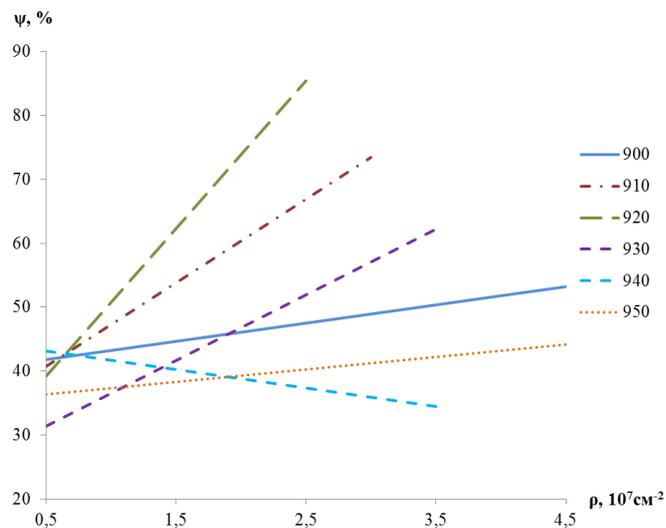


Рисунок 4.24 – Относительное сужение поперечного сечения образца после разрыва в зависимости от плотности дислокаций при различных температурах нормализации

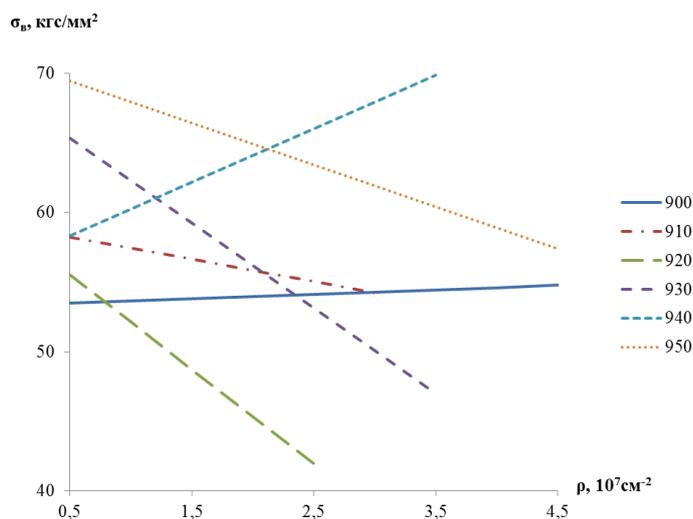


Рисунок 4.25 – Зависимость предела прочности от плотности дислокаций при различных температурах нормализации

Таким образом, установлено, что в трубах, термообработанных в рекомендуемом [3] температурном интервале 920-950 °С, формируется феррит с разным объемом элементарной ячейки и различным уровнем внутренних напряжений металла, что может приводить к отличающемуся уровню эксплуатационных (коррозионных) свойств. При режиме двукратной нормализации при 920 °С наблюдаются минимальные искажения объема решетки феррита и сжимающие остаточные напряжения.

Назначение поверхности нагрева – воспринимать теплоту от продуктов сгорания и передавать ее рабочей среде. Поэтому предпочтительно, чтобы режимы термической обработки улучшали не только коррозионную стойкость, но и, как минимум, не ухудшали основную функцию труб поверхности нагрева, в связи с этим исследованы режимы с точки зрения эффективности теплообмена, мерой которой является коэффициент теплопроводности [154]. Полученные экспериментальные данные представлены в таблице П1.6. Установлено, что коэффициент теплопроводности образцов, прошедших однократную нормализацию в рекомендованном диапазоне температур, при температурах близких к температуре эксплуатации (300-400 °С) имеют значительный разброс данных (~10 %), а по мере увеличения количества циклов этот разброс увеличивается. В частности, в образцах после пятикратного цикла структурной перекристаллизации при температуре испытания 300 °С он составляет уже ~22 %. Наличие в экранной панели тепловоспринимающих труб с разным уровнем теплофизических свойств может способствовать тому, что на некоторых поверхностях нагрева будет возрастать тепловая напряженность из-за уменьшения коэффициента теплопроводности, что приведет к локальному увеличению температуры на этой части поверхности и может вызвать местный перегрев.

Теплопроводность увеличивается по мере увеличения толщины пластинок цементита и межпластинчатого расстояния, что указывает на значительное влияние морфологии перлита на теплофизические свойства образцов из стали 20. Установлено, что у образцов после пятикратной нормализации при 950 °С коэффициент теплопроводности равен 50,4 Вт/(м·град), при 930 °С – 48,6 Вт/(м·град), что больше на 20 % и 17 % соответственно, чем у исходного нетермообработанного образца. Высокие значения коэффициента теплопроводности в этих случаях связаны с образованием грубой видманштеттовой структуры с массивными иглами и ферритной сеткой по границам зерен. При анализе образцов, имеющих удовлетворительные по требованиям ТУ 14-ЗР-55-2001 свойства, максимальная величина коэффициентов теплопроводности зафиксирована при однократной нормализации при 930 ° и составляет 44,5 Вт/(м·град).

4.4 Коррозионная стойкость термообработанных труб

Значения скорости коррозии, полученные в экспериментах при разном времени испытания и значении фактора разнотерности образцов, приведены в таблице П1.7. Изменение скорости коррозии по мере увеличения циклов и температуры нормализации иллюстрирует рисунок 4.26.

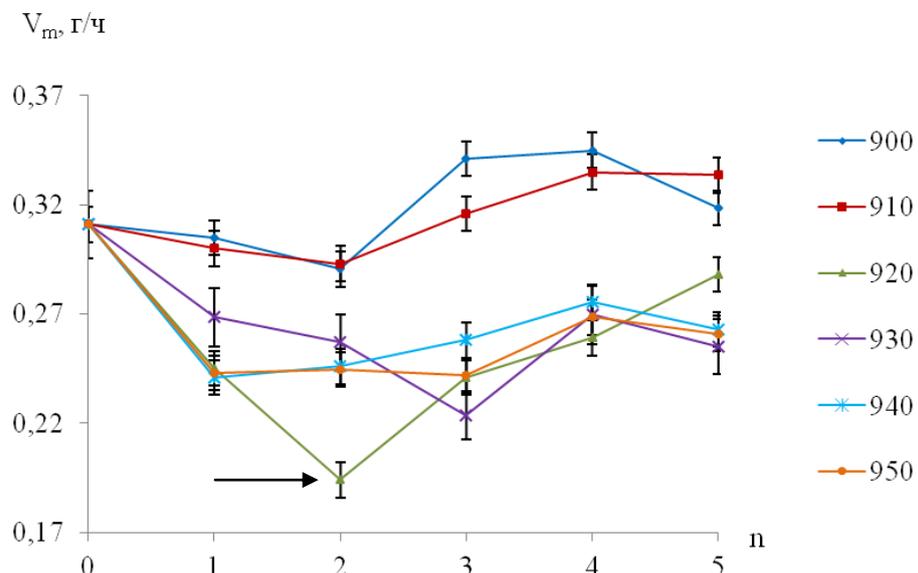


Рисунок 4.26 – Зависимость скорости коррозии от количества циклов при различных температурах структурной перекристаллизации ($\tau_I=24$ часа)

Можно видеть, что наиболее низкая скорость коррозии свойственна образцам, подвергнутым нормализации при температуре 920 °С и выше. Аналогичные результаты получаются и при увеличении времени коррозионных испытаний. Наименьшая скорость коррозии наблюдается при двукратной нормализации при 920 °С (на рисунке 4.26 показано

стрелкой). Установлено, что при режиме двукратной нормализации при τ_1 (24 часа) снижение этой величины составляет 38% от исходного значения, при увеличении времени испытания до τ_2 (168 часов) скорость коррозии уменьшается на 51%. После третьего цикла нормализации эта величина уменьшается на 23% и 35%, после четвертого – на 16% и 29%, после пятого – на 7% и 20% для времени испытания τ_1 и τ_2 соответственно. Наибольшая эффективность двукратной нормализации при увеличении времени испытания указывает на хорошую адгезионную связь продуктов коррозии с поверхностью испытуемого металла. Снижение скорости коррозии при этом объясняется пассивирующими свойствами образовавшихся продуктов коррозии, более равномерно распределенных на сформировавшейся однородной зеренной структуре.

Электронно-микроскопический анализ показал, что на наружной поверхности образцов в исходном состоянии формируются коррозионные язвы глубиной до 47,3 мкм (рисунок 4.27а). На поверхности образца, обработанного по режиму двукратной нормализации при 920 °С, обнаружены пологие коррозионные язвы глубиной до 21,1 мкм (рисунок 4.27б). В результате окислительных процессов на поверхности металла создается относительно ровный и плотный слой продуктов коррозии, имеющий достаточно хорошую адгезионную связь с поверхностью металла трубы, прочно удерживаемый на ней и защищающий металл трубы от взаимодействия со средой. Сравнение структурно-напряженного состояния с оценкой скорости коррозии показало, что при режиме двукратной нормализации при 920 °С, где зафиксирована минимальная скорость коррозии, этому соответствуют незначительные искажения решетки феррита, формируются минимальные остаточные напряжения и отмечена наименьшая концентрация кремния в феррите. На поверхности образцов после двукратной нормализации при 930 °С (рисунок 4.27в) и 950 °С обнаружены межкристаллитные трещины, развивающиеся от коррозионных язв, глубиной 58,2 мкм и 34,5 мкм соответственно. На этой стадии возможно возникновение хрупких разрушений оставшегося сечения при напряжениях, превышающих предел прочности.

Поверхности образцов, на которых наблюдалась минимальная (режим термообработки – двукратная нормализация при 920 °С) и максимальная (режим термообработки – трехкратная нормализация при 900 °С) скорости коррозии при длительных испытаниях, показаны на рисунке 4.28. Глубина межкристаллитных трещин, определенная на поперечных металлографических шлифах методами оптической микроскопии, отличается практически в 3 раза и составляет 36,5 мкм и 104,0 мкм соответственно.

Видно, что рельеф поверхности первого образца более пологий, коррозией поражена вся поверхность образца, и глубина поражения на разных участках поверхности заметно не различается (рисунок 4.28а), зафиксированы единичные коррозионные язвы (коррозионное поражение глубиной, приблизительно равной ширине [134]). Поверхность образца, на котором

зафиксирована максимальная скорость коррозии (рисунок 4.28б), более рельефная, присутствуют впадины, острые выступы, обнаружено большее количество коррозионных язв, а также области, имеющие характерные черты развития подповерхностной коррозии (указано стрелкой). Очевидно, что развитие этого коррозионного повреждения началось с поверхности образца, а затем распространилось под его поверхностью таким образом, что продукты коррозии оказались сосредоточенными в некоторых подповерхностных зонах материала. Стоит отметить, что это один из наиболее опасных видов коррозии, поскольку он вызывает местное вспучивание и отслоение материала, а определить его наличие возможно только при металлографическом исследовании. По-видимому, такая низкая коррозионная стойкость, определенная по потере массы испытуемого образца, связана с интенсивным отслоением материала образца при развитии подповерхностной коррозии.

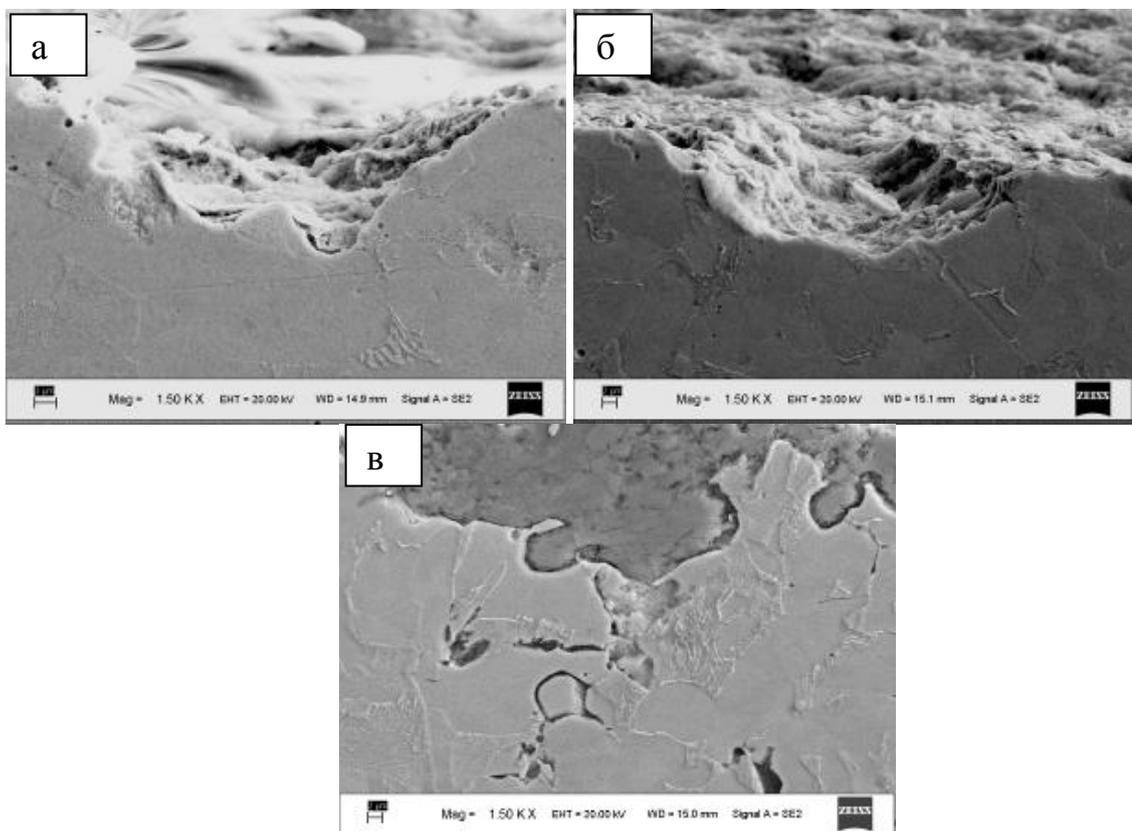


Рисунок 4.27 – Поверхности образцов после коррозионных испытаний ($\tau_I=24$ часа): а – образец в состоянии заводской поставки, б – образец после двукратной нормализации (920°C), в – образец после двукратной нормализации (930°C)

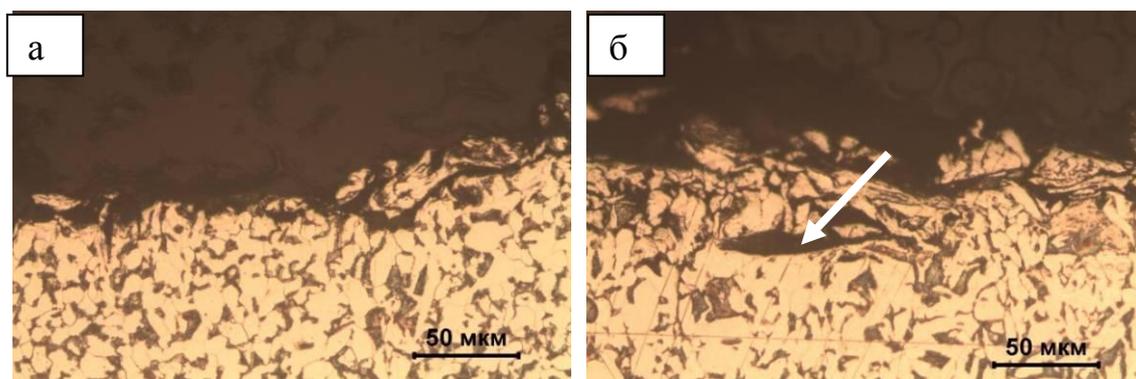


Рисунок 4.28 – Поверхность образцов после коррозионных испытаний: а – образцы после двукратной нормализации (920 °С), б – образцы после трехкратной нормализации (900 °С)

Протекание коррозионных процессов сопровождается образованием на трубах отложений, от которых зависит тепловая напряженность поверхности нагрева, экранирующей топку. Поскольку коэффициенты теплопроводности коррозионных отложений и золы имеют низкие значения, то даже незначительный слой этих отложений создает большое термическое сопротивление. Из [149] известно, что слой оксидов толщиной в 1 мм по термическому сопротивлению эквивалентен 40 мм, а 1 мм золы — 400 мм стальной стенки. Так коррозионные испытания показали, что после пятикратной нормализации при 950 °С на поверхности трубы формируется рыхлый неоднородный слой продуктов коррозии, представляющий собой тепловую изоляцию и приводящий к снижению тепловой напряженности поверхности нагрева (рисунок 4.29а), а на поверхности образцов, прошедших двукратную нормализацию при 920 °С, создается относительно ровный и плотный слой продуктов коррозии, имеющий достаточно хорошую адгезионную связь с поверхностью металла и защищающий ее от взаимодействия с рабочей средой (рисунок 4.29б).

Проведенное сравнение регламентированного по [3] однократного режима нормализации и двукратного режима с повышенной степенью структурной однородности (нормализация при 920 °С) показало, что разница в скоростях коррозии достигает 35 %.

Влияние разнотерности микроструктуры на скорость коррозии показывает зависимость на рисунке 4.30, на которой представлены данные по образцам, показавшим удовлетворительные результаты по механическим и микроструктурным характеристикам.

Полученные данные описываются линейными функциями:

$$\text{при } \tau_1=24 \text{ ч: } V = -0,3985F_z + 0,3809, R^2=0,5831;$$

$$\text{при } \tau_2=168 \text{ ч: } V = -0,2418F_z + 0,1848, R^2=0,6551.$$

Полученные данные указывают на то, что влияние степени однородности микроструктуры на коррозионную стойкость образцов является доминирующим. Скорость коррозии уменьшается с увеличением степени однородности зеренной структуры.

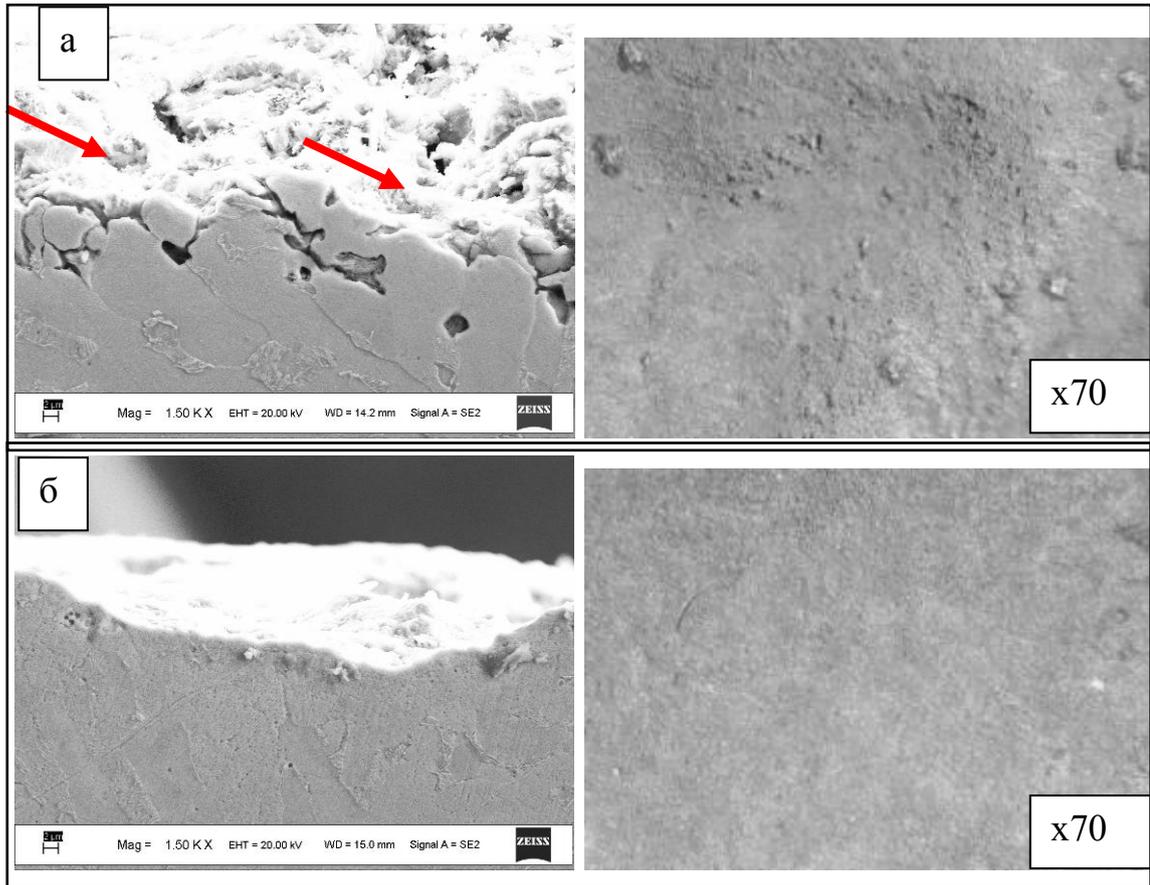


Рисунок 4.29 – Поверхность образцов после коррозионных испытаний ($\tau_I=24$ часа): а – образцы после пятикратной нормализации ($950\text{ }^\circ\text{C}$), б – образцы после двукратной ($920\text{ }^\circ\text{C}$)

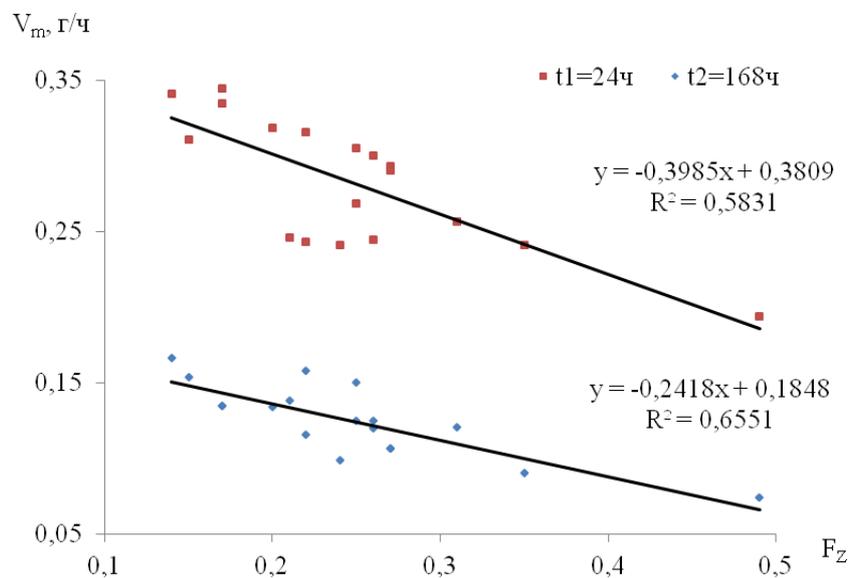


Рисунок 4.30 – Зависимость скорости коррозии от фактора разноразности при разном времени испытания

Возможные причины установленного эффекта могут быть связаны с тем, что равные по размерам зерна формируют равновесную, менее напряженную структуру. Неравновесная

структура характеризуется наличием в ней соседствующих крупных и мелких зерен, из-за чего возникают дополнительные напряжения, которые являются причиной образования микрогальванического элемента, необходимого для протекания электрохимической реакции. Кроме того, растягивающие напряжения разрывают хрупкие оксидные пленки на краях трещины, обеспечивая доступ коррозионных реагентов к анодной поверхности. Любой вид неоднородности (по составу, электропроводности и напряжению отдельных участков, наличию примесей и т.п.) может приводить к увеличению скорости коррозии, однако их вклад в коррозионную стойкость незначительный по сравнению с фактором разнотерности. Вышеприведенная интерпретация экспериментальных результатов свидетельствует о существенной зависимости коррозионных характеристик от размерных параметров зерен. Лучшие антикоррозионные свойства зафиксированы в образце после двукратной нормализации при 920 °С, фактор разнотерности которого равен 0,5. На поверхности этого образца в результате коррозионных испытаний формируется наиболее благоприятный с точки зрения эксплуатации слой продуктов коррозии с хорошими адгезионными свойствами.

Согласно современным представлениям, ресурс элементов рассчитывают, как правило, по следующей неявной зависимости:

$$\frac{pD_n}{2[\sigma]+p} = s_n - |\delta| - h, \quad (4.1)$$

где p – давление теплоносителя, МПа; D_n , s_n – номинальный наружный диаметр и толщина стенки труб соответственно, мм; $[\sigma]$ – номинальное допускаемое напряжение в металле, МПа; δ – отрицательное предельное отклонение толщины стенки трубы, мм; h – глубина коррозии на наружной и внутренней поверхности труб, мм.

Поэтому согласно Нормам расчета на прочность [121], расчет остаточного ресурса для эксплуатируемых труб из стали 20 состоит в расчете скорости коррозии по формуле 4.2 и времени утонения до минимально-допустимой величины (4.3 и 4.4). Оценить увеличение рабочего ресурса труб после двукратной нормализации при 920 °С, можно по соотношению (4.5).

$$V = \frac{h}{\tau_3}, \quad (4.2)$$

где V – скорость коррозии, мм/час; τ_3 – время коррозионных испытаний, час;

$$s_{расч} = \frac{pD_n}{2[\sigma]+p} + c, \quad (4.3)$$

где $s_{расч}$ – минимально-допустимая толщина стенки, мм; c – эксплуатационная прибавка, мм.

$$\tau = \frac{(s_{\min} - s_{\text{расч}})}{V}, \quad (4.4)$$

$$k_{\tau} = \frac{(\tau_{920,2} - \tau_{my}) \cdot 100\%}{\tau_{my}}, \quad (4.5)$$

где $\tau_{920,2}$ и τ_{my} – время утонения до минимально-допустимой величины образцов после двукратной нормализации при 920 °С и образцов термообработанных по ТУ 14-3Р-55-2001 соответственно, час; k_{τ} – степень увеличения рабочего ресурса, %.

Данные по результатам визуального контроля и измерения геометрических размеров термообработанных образцов приведены в таблице П1.10.

Проведенная приблизительная оценка увеличения ресурса труб после двукратной нормализации при 920 °С, показала, что ресурс таких образцов на $\approx 30\%$ выше, чем у образцов труб, подвергнутых регламентируемой термообработке по ТУ 14-3Р-55-2001.

4.5 Рекомендации по использованию результатов

Проведенными исследованиями обоснован способ термической обработки, обеспечивающий повышение коррозионной стойкости малоуглеродистой стали 20, основанный на неоднократной фазовой перекристаллизации при определенной температуре. В качестве оптимального режима термообработки на основании полученных данных рекомендуется режим двукратной нормализации при температуре 920 °С и продолжительности нагрева 120 с/мм.

Проведение режима: трубы-заготовки загружают в печь, нагретую до температуры 920 °С и выдерживают в течение 120 секунд на 1 мм стенки трубы. По окончании времени выдержки трубные заготовки охлаждают на воздухе и повторяют процесс нагрева и охлаждения.

Как показано в разделе 4.2 настоящей работы, применение данного способа приводит к формированию сорбитообразной равноосной феррито-перлитной структуры с низкой разнородностью. Все контролируемые параметры микроструктуры трубной стали после этого режима соответствуют требованиям определяющих нормативных документов (см. раздел 4.2), уровень механических свойств также остается удовлетворительным (см. раздел 4.3). В разделе 4.4 отмечено незначительное снижение теплофизических свойств $\sim 2,5\%$. В разделе 4.5 доказано, что полученная микроструктура трубы более устойчива к электрохимической коррозии, поскольку она препятствует развитию межкристаллитных трещин и способствует формированию равномерно распределенного пассивирующего слоя продуктов коррозии. Скорость коррозии уменьшается наполовину, глубина межкристаллитных трещин сокращается в 1,5 раза. Возможные причины наблюдаемого значительного повышения коррозионной

стойкости труб, подвергнутых рекомендуемому режиму термической обработки, также рассмотрены в разделе 4.5.

Примерный расчет проекта цеха термической обработки для нужд АО «ТГК-11», реализующего режим двукратной нормализации труб поверхностей нагрева при 920 °С, позволит оценить принципиальную возможность его применения. Оценка технико-экономического обоснования и расчет энергосбережения при внедрении двукратной нормализации при 920 °С проведены на основе анализа стоимости создания цеха термической обработки. Организация такого цеха термообработки позволит обеспечивать ТЭЦ трубами поверхностей нагрева с повышенными коррозионными свойствами.

Проектирование оборудования термических цехов и участков включает в себя, прежде всего, расчет и конструирование печей, погрузочных элементов (подвесная кран-балка), расчет численности персонала, вентиляции, электро- и водоснабжения. Достаточно легко разместить такой цех при ремонтном предприятии, при отсутствии свободных площадей наиболее доступным вариантом будет постройка каркасно-щитового здания. Гибкая система конструирования печей позволяет собирать печь, созданную под определенную технологию. Для предлагаемой технологии наиболее удобной будет печь камерная с выкатным подом и максимальной загрузкой 4 тонны с потребляемой мощностью 300-320 кВт/час. Обычно такие печи делают с кирпичной кладкой, но так как предлагаемая технология требует поддержания точного температурного режима, необходимо модернизировать огнеупорную футеровку (кладку) путем ее замены на легковесные материалы на основе керамоволокна. Это приведет к значительной экономии электроэнергии, сокращению веса печи почти в 1,5 раза, улучшению теплофизических показателей, улучшению стойкости к термическим ударам, расширению температурного диапазона эксплуатации оборудования, увеличению срока эксплуатации до 3 раз. Результат соответствующего расчета приведен в таблице 4.4

Каркасно-щитовое здание площадью 400 м² обойдется в сумму порядка 12,5 млн рублей. В стоимость входит разработка проекта, постройка здания, устройство полов, подведение электро- и водоснабжения, оснащение вентиляцией, кран-балкой. В таблице 4.5 приведены примерные расчетные затраты на создание цеха термической обработки.

Примерный расчет срока окупаемости проекта (количество персонала – 5 человек) при максимальной загрузке цеха термической обработки приведен в таблице 4.6. Расчет проведен на примере планируемых замен труб поверхностей нагрева в 2016 г. в структурных подразделениях АО «ТГК-11» г. Омск.

Таблица 4.4 – Примерная расчетная стоимость камерной печи с выкатным подом и загрузкой 4 тонны

Список материалов	Стоимость, тыс.рублей
Корпус (лист), уголок	100
Кирпич	300
Легковесные материалы на основе керамоволокна	1200
Приборы контроля, архиваторы данных	26
Термопары, провода для термопар	32
Электрочасть	210
Асбокартон	10
Нагревательные элементы	30
Другие металлоконструкции	30
Огнеупорный цемент	30
Работы по сборке, подключению	500
Итого	2 468

Таблица 4.5 – Примерные расчетные затраты на создание цеха термической обработки

	Стоимость, тыс. руб
Цех (вкл. проект, здание, устройство полов, подведение электро- и водоснабжения, вентиляция, кран балка.) – 400 м ²	12500
Печь камерная (2 шт)	5000
Хозяйственные нужды	1000
Погрузчик	2000
Итого	20500

Таблица 4.6 – Примерная расчетная рентабельность проекта (в год)

№ п/п	Наименование	Прогнозная стоимость, руб. (без НДС)
1.	Выручка по смете, без НДС	11 135 000
2.	Прямые расходы	2 500 000
2.1.	Материалы, оборудование	1 500 000
2.2.	Субподряд	0
2.3.	Транспортные расходы	1 000 000
3.	Чистая выручка	8 635 000
4.	Затраты на персонал	2 657 160
4.1.	Заработная плата (ФОТ)	1 980 000
4.2.	Отчисления во внебюджетные фонды (32,2%)	677 160
4.3.	Командировочные расходы	0
4.4.	Доставка персонала	0
5.	Маржинальная прибыль по проекту	5 977 840
6.	Накладные расходы	
6.1.	Накладные расходы, min (108%)	2 138 400
6.2.	Накладные расходы, max (124%)	2 455 200
7.	Прибыль от продаж	
7.1.	Прибыль от продаж (при накладных расходах 108%), min	3 839 440
7.2.	Прибыль от продаж (при накладных расходах 124%), max	3 522 640
8.	Рентабельность от продаж, %	
8.1.	Рентабельность от продаж (при накладных расходах 108%), min %	34%
8.2.	Рентабельность от продаж (при накладных расходах 124%), max %	32%

Справочно

1	Средняя з/плата рабочих в месяц	33 000
2	Средняя выработка собственными силами на 1 чел, в мес.	143 917

Для расчета срока окупаемости необходимо разделить капитальные вложения на годовую прибыль. Срок окупаемости составляет $\approx 5,3$ года.

Расчет ресурсосбережения теплогенерирующих компаний на примере г. Омска выполнен применительно к тому, что при использовании возможностей цеха термической обработки потенциальным заказчиком рассмотренных работ являются теплогенерирующие компании. Примерные результаты такого расчета представлены в таблице 4.7.

Таблица 4.7 – Расчетный ресурсосберегающий эффект теплогенерирующих компаний г. Омска

Структурное подразделение АО "ТГК-11" (г.Омск)	ТЭЦ-3,4,5
Проведение термообработки труб поверхностей нагрева	
Планируемая замена труб в 2016, тонн	318
Стоимость замены (материалы + работа по монтажу), млн руб.	120,7
Срок эксплуатации труб без дополнительной термообработки, тыс. час	100
Затраты на 100 тыс. часов эксплуатации (трубы без дополнительной термообработки), млн.руб	1,207
Стоимость дополнительной термообработки, млн руб.	6,035
Срок эксплуатации труб после дополнительной термообработки, тыс. час	135
Затраты на 100 тыс. часов эксплуатации (трубы после дополнительной термообработки), млн руб.	0,937
Увеличение срока эксплуатации труб после дополнительной термообработки, год	4 (1 межремонтный период)
Ресурсосбережение, %	22
Ресурсосбережение, млн.руб	15,0

Таким образом, рекомендуемый режим двукратной нормализации при 920 °С, обеспечивающий повышение коррозионной стойкости труб из малоуглеродистой стали 20, является достаточно простым, доступным и реализуемым в условиях тепловой электростанции способом. Примерные технико-экономические расчеты от создания цеха термической обработки показывают, что срок окупаемости данного проекта составит 5,3 года. Рентабельность проекта в год (при накладных расходах 108%) составит 34 %. Рассчитанная экономия для теплогенерирующих предприятий составляет 20-25% (до 15 млн рублей в год для АО «ТГК-11», г.Омск) за счет увеличения срока службы поверхностей нагрева.

Рекомендованный в этом разделе способ термической обработки зарегистрирован патентом РФ № 2580256.

4.6 Краткие выводы по главе 4

1. При режиме двукратной нормализации при 920 °С формируется сорбитообразная структура с минимальной величиной относительной деформации кристаллической ячейки феррита, с повышенной однородностью микроструктуры, что увеличивает коррозионную стойкость углеродистой стали 20, применяемой в теплоэнергетике для изготовления труб поверхностей нагрева, на 40-50% при варьировании времени испытания от 24 до 170 часов.

2. Трехкратное увеличение фактора разнотерности позволяет при этом режиме термообработки сократить глубину межкристаллитных трещин в 1,5 раза (с 31,7 мкм до 21,1 мкм). Снижение теплопроводности стенки трубы составило при этом режиме 2,5 %.

3. На поверхности образцов труб стали 20, прошедших двукратную нормализацию при 920 °С, при коррозионных испытаниях формируется относительно ровный и плотный слой продуктов коррозии, имеющий достаточно хорошую адгезионную связь с поверхностью металла.

4. Использование режима двукратной нормализации при 920 °С позволит существенно увеличить срок эксплуатации тепловоспринимающих элементов котлов за счет увеличения коррозионной стойкости.

5. Рекомендуемый режим двукратной нормализации при 920 °С, обеспечивающий повышение коррозионной стойкости труб из малоуглеродистой стали 20, является достаточно простым, доступным и реализуемым в условиях тепловой электростанции способом. Проект по созданию цеха термической обработки является экономически выгодным и для реализующей его компании, и для теплогенерирующих компаний.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе рассмотрены вопросы повышения надежности котлоагрегатов тепловых электростанций за счет увеличения коррозионной стойкости труб поверхностей нагрева, изготовленных из малоуглеродистой стали 20.

На основе аналитического обзора современного состояния проблемы исследований сформулирована цель и поставлены задачи настоящей работы. Одним из направлений повышения срока эксплуатации тепловоспринимающих элементов котлов является совершенствование характеристик микроструктуры за счет термической обработки. Изучение вопроса показало, что существующих данных недостаточно для выработки требований к размерным параметрам структуры и установлению их влияния на разную коррозионную стойкость труб, работающих в одинаковых условиях. В качестве базового при поиске режима термической обработки, улучшающего антикоррозионные свойства, был выбран режим нормализации, поскольку он является достаточно простым, доступным и реализуемым в условиях тепловой электростанции способом.

В соответствии с поставленными задачами были проанализированы несколько групп труб поверхностей нагрева, отличающихся эксплуатационной историей. Анализ 198 коррозионно-поврежденных труб с 15 котлов, которые отработали до разрушения от 50 до 175 тыс. часов, позволил выявить и систематизировать коррозионные повреждения труб экранной системы котлов Омских ТЭЦ. Исследование проводилось на образцах, разрушенных в течение последних 10 лет. Анализ 245 труб демонтированных панелей экранов, эксплуатировавшихся в течение 127 тыс. часов, позволил установить влияние факторов структурных свойств на скорость наиболее распространенной на этих котлах общей наружной коррозии. Изучение структуры и рельефа поверхностей котельных труб в состоянии поставки было направлено на получение информации для прогнозных заключений о надежности и преобладающих механизмах повреждаемости, которые будут развиваться в процессе эксплуатации. Для этого из новых труб были изготовлены образцы, которые подвергались циклической нормализации в диапазоне температур 900-950 °С с шагом 10 °С и количеством циклов от 1 до 5.

Методы контроля изменения параметров образцов всех групп в процессе эксперимента включали в себя стандартизированные методы исследования и были направлены на: исследование химического состава, наличия и состава неметаллических включений, металлографические параметры структуры и механические свойства. Дополнительно в термообработанных образцах исследовались структурно-фазовое и напряженное состояния, определялись коэффициенты теплопроводности. Последующие коррозионные испытания термообработанных образцов позволили установить микроструктурное состояние, обладающее

повышенными антикоррозионными свойствами по сравнению со структурами, получаемыми при применении режимов, регламентируемых рядом нормативных документов.

В результате экспериментов показано влияние микроструктурных характеристик труб поверхностей нагрева, изготовленных из стали 20 и подвергнутых циклической нормализации, на коррозионную стойкость и тем самым на ресурс работы экранных труб применительно к котлам типа БКЗ-420-140, работающим на экибастузском угле.

На основе проведенных исследований разработаны рекомендации по использованию результатов при термической обработке труб из малоуглеродистой стали, повышающей коррозионную стойкость труб. На разработанный способ получен патент на изобретение № 2580256.

В результате проведенных исследований сформулированы нижеследующие выводы.

1. Основной причиной повреждения экранных труб (~ 39 %) котлов Омских ТЭЦ является коррозия на наружной поверхности. Коррозионные повреждения, протекающие по одному и тому же механизму, наблюдаются в трубах после различной наработки в идентичных условиях эксплуатации.

2. Нестабильность эксплуатационных (коррозионных) свойств в трубах, изготовленных из стали 20, связана с формированием перлита с разной морфологией пластин, феррита с отличающимися объемами элементарной ячейки и с различным уровнем внутренних напряжений металла.

3. В трубах в состоянии поставки зафиксированы дефекты, которые, с одной стороны, находятся в рамках требований технических условий на поставку, а, с другой стороны, уже достигли половины браковочного уровня для эксплуатируемых труб. В трубной стали в состоянии поставки обнаружен перепад размерных параметров микроструктуры. Образовавшийся структурный градиент приводит к существенным изменениям скорости развития повреждения.

4. Установлено, что оптимальным режимом термообработки для труб из углеродистой стали 20, применяемой в теплоэнергетике для изготовления труб поверхностей нагрева, является режим двукратной нормализации при 920 °С, повышающий однородность микроструктуры и увеличивающий коррозионную стойкость изделий.

5. Предложенный режим нормализации обеспечивает минимальные искажения объема решетки феррита, формируются сорбитообразный перлит и сжимающие остаточные напряжения, зафиксирована минимальная растворимость кремния. Глубина межкристаллитных трещин образцов, прошедших двукратную нормализацию при 920 °С, сокращается в 1,5 раза (с 32 мкм до 21 мкм), на поверхности образцов после коррозионных испытаний формируется

относительно ровный и плотный слой продуктов коррозии, имеющий достаточно хорошую адгезионную связь с поверхностью металла.

6. Установлена взаимосвязь между скоростью коррозии и фактором разнозернистости – скорость коррозии уменьшается с увеличением фактора разнозернистости. Обнаруженное при этом увеличение характеристик пластичности (не выходящее за рамки требований технических условий) и образование менее опасных коррозионных язв при двукратной нормализации при 920 °С коррелирует с формированием однородной сорбитообразной зеренной микроструктуры. Расчетное увеличение ресурса труб по результатам эксперимента составляет ~ 30 %.

7. Расчетом показана возможность создания цеха термической обработки для нужд АО «ТГК-11», который будет экономически выгоден и реализуем в условиях теплогенерирующих компаний.

Список литературы

1. Основные положения (Концепция) технической политики в электроэнергетике России на период до 2030 г. – М.: ОАО РАО «ЕЭС России», 2008. – 91 с.
2. Прогноз научно-технического развития Российской Федерации на период до 2030 года. – М.: Министерство образования и науки Российской Федерации, 2013. – 72 с.
3. ТУ 14-ЗР-55-2001 Трубы стальные бесшовные для паровых котлов и трубопроводов. М.: РНИИТП, 2001. – 84 с.
4. Помазова, А.В. Роль факторов формы зеренной структуры в электрохимической коррозии котельных труб, изготовленных из углеродистой стали 20 / А.В. Помазова, Т.В. Панова, Г.И. Геринг // Практика противокоррозионной защиты. – 2013. – №3. – С. 68-71.
5. Помазова, А.В. Роль структурных факторов в повышении коррозионной стойкости трубной стали при циклической термообработке / А.В. Помазова, Т.В. Панова, Г.И. Геринг // Электроэнергетика глазами молодежи: науч. тр. V междунар. науч.- техн. конф., Т.2. – Томск: ТПУ, 2014. – С. 225-229.
6. Помазова, А.В. Влияние разнотерности структуры на коррозионную стойкость наружной поверхности труб из углеродистой стали 20, применяемых в теплоэнергетике / А.В. Помазова, Т.В. Панова, Г.И. Геринг // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия «Металлургия», 2014. – т. 14, N 4. – С. 37–44.
7. Помазова, А.В. Исследование влияния циклической нормализации на структурно-фазовое состояние стали 20 / А.В. Помазова // Сборник тезисов, материалы Двадцать первой Всероссийской научной конференции студентов-физиков и молодых ученых (ВНКСФ-21, Омск): материалы конференции, тезисы докладов: В 1 т.Т.1 – Екатеринбург – Омск: издательство АСФ России, 2015. – С. 534-536.
8. Помазова, А.В. Влияние многократной структурной перекристаллизации стали 20 на коррозионную стойкость труб поверхностей нагрева / А.В. Помазова, Т.В. Панова, Г.И. Геринг // Теплоэнергетика. – 2015. – № 4. – С. 26-31.
9. Pomazova, A.V. Effect of Repeated Structural Recrystallization of Grade 20 Steel on Corrosion Resistance of Pipes of Heating Surfaces / A.V. Pomazova, T.V. Panova, G.I. Gering // Thermal Engineering. – 2015. -№4. – pp. 255-259.
10. Помазова, А.В. Роль структурных факторов в повышении коррозионной стойкости трубной стали при циклической термообработке / А.В. Помазова, Т.В. Панова, Г.И. Геринг // Известия Томского политехнического университета. – 2015. – Т. 326. № 5. – С. 15-21.
11. Помазова, А.В. Анализ остаточных напряжений в стали 20 при циклической нормализации / А.В. Помазова, Т.В. Панова // Современная техника и технологии: сборник

трудов XXI Международной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. В 2 т. Т. 1 / Томский политехнический университет. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2015. – С. 144-146.

12. Помазова, А.В. Влияние многократной нормализации на теплопроводность поверхности нагрева теплоэнергетических котлов / А.В. Помазова, Т.В. Панова // IX Семинар ВУЗов по теплофизике и энергетике: сборник материалов докладов / в 4 т. Т.І. – Казань: казан. Гос. Энерг. Ун-т, 2015. – С. 273-280

13. Помазова, А.В. Анализ структурных характеристик как основа повышения надежности поверхности нагрева котлов / А.В. Помазова, Т.В. Панова // Уральская школа молодых металлургов: сборник материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых (Екатеринбург, 7-11 декабря 2015 г.). В 2 ч. Ч.1. – Екатеринбург: УрФУ, 2015. – С.228-231

14. Помазова, А.В. Исследование влияния циклической нормализации на структурно-фазовое состояние стали 20 / А.В. Помазова, Т.В.Панова // Известия ВУЗов. Физика. – 2015. – Т.58, №7/2. – С.137-141.

15. Помазова А.В., Панова Т.В., Геринг Г.И. Способ повышения коррозионной стойкости труб из малоуглеродистых сталей / Патент РФ № 2580256. // Бюл. № 10, 2016.

16. Березина, Т.Г. Коррозия металла деталей теплоэнергетического оборудования / Т.Г. Березина. – Челябинск: ЧФ ПЭИПК, 2000. – 58 с.

17. Деев, Л.В. Котельные установки и их обслуживание / Л.В. Деев, Н.А. Балахничев. – М.: Высшая школа, 1990. – 239 с.

18. ПБ 10-574-03 Правила устройства и безопасной эксплуатации паровых и водогрейных котлов. Трубы стальные бесшовные для паровых котлов и трубопроводов. – СПб.: Деан, 2010. – 208 с.

19. Жук, Н. П. Курс общей коррозии и защиты металлов / Н. П.Жук. – М.: Металлургия, 1976. – 251 с.

20. Станкевич, А.В. Длительная прочность и пластичность металла трубопроводов из стали 12Х1МФ. / А.В. Станкевич // Энергомашиностроение. – 1978. – N9. – С. 23-27.

21. Антикайн, П.А. Опыт длительной эксплуатации паропроводов из стали 12Х1МФ при 560-570 °С / П.А. Антикайн, П.Р. Долженский, Л.И. Рябова // Теплоэнергетика. – 1976. – N 8. – С.74-78.

22. Типовая инструкция по контролю металла и продлению срока службы основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций (РД 10-577-03). Серия 10. Выпуск 30 / Колл. авт. -. б.м. : М.: Государственное унитарное предприятие "Научно-

технический центр по безопасности в промышленности Госгортехнадзора России", 2003. – 128 с.

23. СТО 17230282.27.100.005-2008 Основные элементы котлов, турбин и трубопроводов ТЭС. Контроль состояния металла. Нормы и требования» / Колл. авт. ОАО "ВТИ"– М.: РАО "ЕЭС России", 2008. – 658 с.

24. Smallman, R.E. Modern Physical Metallurgy / R.E. Smallman, A.H.W. Ngan. – 8th edition. – Elsevier Ltd., Butterworth-Heinemann, 2014. – 657 с.

25. Мамет, А.П. Коррозия паросилового оборудования электростанций / А.П. Мамет. – М.: Энергия, 1952. – 296 с.

26. Акользин, П.А. Коррозия металла паровых котлов / П.А. Акользин. – М.: Энергия, 1957. – 224 с.

27. Вайнман, А.Б. О повреждениях паропроводов ТЭС под действием коррозионной среды / А.Б. Вайнман, О.И. Мартынова, В.А. Энс // Теплоэнергетика. – 1999. – №5. – С. 35-43.

28. Отс, А.А. Коррозия и износ поверхностей нагрева котлов / А.А. Отс. – М.: Энергоатомиздат, 1987. – 272 с.

29. Стерман, Л. С. Физические и химические методы обработки воды на ТЭС. Учебник для вузов / Л.С. Стерман, В. Н.Покровский. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 281с.

30. Резников, М. И. Паровые котлы тепловых электростанций / М. И. Резников. – М.: Энергоатомиздат, 1981. – 238 с.

31. Антикайн, П.А. Коррозия металла парогенераторов / П.А. Антикайн. – М.: Энергия, 1977. – 112 с.

32. Пеккер, Я.Л. О наружной коррозии топочных экранов при сжигании твердого топлива / Я.Л. Пеккер // Электрические станции. – 1973. – №8. – С. 21-25.

33. Материалы III НПК Группы "Интер РАО" [Электронный ресурс] // <http://irao-sko.ru/> URL: http://irao-sko.ru/files/konf2015/14_БГК_Улановская_ЮВ_Конкурсная_работа.pdf (дата обращения: 22.03.2016).

34. Малахов, А.И. Основы материаловедения и теории коррозии / А.И. Малахов, А.П. Жуков. – М.: Высшая школа, 1978. – 192 с.

35. Дули, Р.Б. Значение защитной окисной пленки для предотвращений повреждений котельных труб на тепловых электростанциях: автореф. дисс. ... д-ра техн. наук: 05.14.14 / Дули Рекс Бэрри. – М.: Исследовательский институт электроэнергетики США-МЭИ, 1996. – 43 с.

36. Смыков, В.Б. Коррозионные проблемы эксплуатации парогенераторов ЯЭУ. Обзор. ФЭИ-0202 / В.Б. Смыков. – М.:ЦНИИАтоминформ, 1985. – 61 с.

37. Логан, Х.Л. Коррозия металлов под напряжением / Х.Л. Логан / Пер с англ. – М.: Металлургия. 1970. – 340 с.
38. Богачев, В.А. Повышение надежности поверхностей нагрева котлов ТЭС на основе исследования термогравитационных и магнитных явлений: дис. ... д-р. тех. наук: 01.04.14, 05.11.13 / Богачев Владимир Алексеевич. – М., 2002. – 295 с.
39. Гринь, Е.А. Влияние водной среды теплоносителя энергоустановок на циклическую трещиностойкость сталей / Е. А. Гринь, А.В. Зеленский // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2014. – Т. 80, № 5. – С. 47-51.
40. Гринь, Е.А. Влияние свойств металла и температуры на циклическую трещиностойкость энергомашиностроительных сталей / Е. А. Гринь, В.А. Саркисян // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2014. – Т. 80, № 12. – С. 41-47.
41. Гринь, Е.А. Метод определения остаточной долговечности конструкций на стадии развития трещин по результатам ее контроля / Е.А. Гринь // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2010. – Т. 76, N 2. – С. 43-47.
42. Иофа, З.А. Влияние сероводорода, ингибитора и рН среды на скорость электрохимических реакций и коррозию железа / З.А. Иофа, Ф.Л. Кам // Защита металлов. – 1974. – Т. 10, №3, – С.300-303.
43. Иофа, З.А. О механизме ускоряющего действия сероводорода на реакцию разряда ионов водорода на железе / З.А. Иофа, Ф.Л. Кам // Защита металлов. – 1974. – Т. 10. – №1. – С. 17-21.
44. Карпенко, Г.В. Коррозионное растрескивание сталей / Г.В. Карпенко, И.И. Василенко. – Киев: Техшка, 1971. – 192 с.
45. Абабков, В.Т. Производство, свойства и применение атмосферостойких сталей / В.Т. Абабков, В.П. Харчевников, Д.А. Литвиненко // Сталь. – 1978. – №11. – С. 1042-1046.
46. Uhlig, H.H. Corrosion and corrosion control / H.H. Uhlig, R.W. Revie. – An introduction to corrosion science and engineering : 4-th ed. – New York: John Wiley and Sons, 1985. – 514 p.
47. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – 5-е изд. – М.: Металлургия, 1977. – 650 с.
48. Помазова, А.В. Особенности микроструктурной неоднородности материала котельных труб из стали 20 в состоянии заводской поставки / А.В. Помазова, А.И. Артамонцев, А.С. Заворин // Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов – 2016. – Т. 327. – № 11. – С.68-75.
49. Тумановский, А.Г. Стратегия продления ресурса и технического перевооружения тепловых электростанций / А.Г. Тумановский, В.Ф. Резинских // Теплоэнергетика. – 2001. – №6. – С. 3-10.

50. Скоробогатых, В.Н. Перспективы совершенствования трубной продукции для изготовления котлов и паропроводов высокого и сверхкритического давления / В.Н. Скоробогатых, В.П. Борисов, И.А. Щенкова // Теплоэнергетика. – 2001. – №4. – С. 60-61.
51. Серебряков, Ан. В. Влияние качества поверхности канала труб на стойкость против межкристаллитной коррозии / Ан. В. Серебряков // Металлург. 2004. – №11. – С.53-55.
52. Bergant, M. Failure Assessment Diagram in Structural Integrity Analysis of Steam Generator Tubes / M. Bergant, A. Yawny, I. J. Perez // Procedia Materials Science. – 2015. – № 8. P. 128–138.
53. Bergant, M. Estimation procedure of J-resistance curves for through wall cracked steam generator tubes / M. Bergant, A. Yawny, I. J. Perez // Procedia Materials Science. – 2012. – № 1. P. 273–280.
54. Станкевич, А.В. Длительная прочность и пластичность металла трубопроводов из стали 12Х1МФ / А.В. Станкевич // Энергомашиностроение. – 1978. – №9. – С. 23-27.
55. Данилов, В.И. Изменение механических свойств и структуры котельной стали 12Х1МФ в условиях имитации работы паропроводов при загрязнении теплоносителей / В.И. Данилов, С.Ф. Подбородников, Н.Н. Котов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1994. – №6. – С. 49-51.
56. Любимова, Л.Л. Оценка работоспособности труб поверхностей нагрева паровых котлов на основе температурной рентгенографии: дис. ... канд. т.н. наук: 05.14.14, 05.11.13 / Любимова Людмила Леонидовна. – Томск, 2003. – 174 с.
57. Артамонцев, А.И. Коррозионные проявления микроструктурных повреждений в трубах тепловоспринимающих элементов и трубопроводных систем: дис. ... канд. техн. наук: 05.14.14, 05.14.04 / Артамонцев Александр Иванович. – Томск, 2007. – 120 с.
58. Ma, L. Effects of annealing temperature on microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 30% Cr super ferritic stainless steel / L. Ma, S. Hua, J. Shen, J. Han // Materials Letters. – 2016. – № 184. P. 204–207.
59. Liu, M. Effect of microstructure and crystallography on sulfide stress cracking in API-5CT-C110 casing steel / M. Liu, C.D. Yang, G.H. Cao, A.M. Russell, Y.H. Liu, X.M. Dong, Z.H. Zhang // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – № 671. P.244–253.
60. Семенова, И.В. Коррозия и защита от коррозии / Семенова, И.В., Флорианович, А.В. Хорошилов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 416 с.
61. Любимова, Л.Л. Основы применения метода высокотемпературной рентгенографии для оценки работоспособности труб паровых котлов / Л.Л. Любимова, А.С. Заворин, Б.В. Лебедев. – Томск: SST, 2009. – 220 с.

62. Миллер, К.Ж. Усталость металлов прошлое, настоящее и будущее / К.Ж. Миллер // Заводская лаборатория. – 1994. – № 3. – С. 31-44.
63. Любимова, Л.Л. Закономерности изменений параметра элементарной ячейки котельной стали как критерий накопления повреждаемости / Л.Л. Любимова, А.А. Макеев, А.С. Заворин, А.А. Ташлыков, Р.Н. Фисенко // Известия Томского политехнического университета. – 2011. – №Т. 319, № 4: Энергетика. – С. 35-39.
64. Макеев, А.А. Анализ внутренних структурных напряжений I и II рода как основа повышения надежности поверхности нагрева котлов / А.А. Макеев, Л.Л. Любимова, А.С. Заворин, Р.Н. Фисенко, А.А. Ташлыков // Вестник науки Сибири. – 2013. – №4 [10]. – С. 19-26.
65. Любимова, Л.Л. Изменение внутренних напряжений в сечениях котельных труб при пластическом деформировании / Л.Л. Любимова, А.А. Ташлыков, А.А. Макеев, А.С. Заворин, А.И. Артамонцев, Б.В. Лебедев // Известия Томского политехнического университета. – 2006. – № 6, С. 114-119.
66. Богачев, В.А. Магнитный способ диагностики аустенитных труб поверхностей нагрева паровых котлов / В.А. Богачев, М.И. Гончарь, Е.И. Дарвин, И.В. Титов // Электрические станции. – 1994. – № 8. – С.11-13.
67. Богачев, В.А. Магнитный метод определения перегретых труб из стали 20 и 12Х1МФ поверхностей нагрева паровых котлов / В.А. Богачев, М.И. Гончарь, Е.И. Дарвин, И.В. Кузин, И.В. Титов // Электрические станции. – 1995. – № 10. – С.9-13.
68. Богачев, В.А. Экспериментальное исследование влияния температуры и напряжений на намагничивание котельных труб / В.А. Богачев, В.М. Ерошенко, Е.Б. Меламед // ИФЖ. – 1991. – Т 60. – № 2. – С.270-276.
69. Улиг, Г.Г. Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику: Пер. с англ. / Г.Г. Улиг, Р.У. Ревин: под ред. А.М. Сухотина. – Л.: Химия, 1989. – Пер. изд., США, 1985. – 456 с.
70. Bulloch, J.H Defects in boiler evaporator tubes—A detailed case study concerning defect initiation and extension processes / J.H. Bulloch, J.J. Hickey // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 1993. – № 56 (3). P. 275–298.
71. Almazrouee, A. Role of oxide nothing and degraded alloy microstructure in remarkably prematude failure of steam generator tubes / A. Almazrouee, R.K.S. Raman, K. Al-Fadhalah, M. Alardhi, M. Alenezi // Engineering Failure Analysis. – 2011. – № 18 (8). P. 2288–2295.
72. Saito, K. Mechanochemical model to predict stress corrosion crack growth of stainless steel in high temperature water / K. Saito // Corrosion Science. – 2001. – № 43 (9). P. 1751–1766.
73. Родионова, И.Г. Повышение коррозионной стойкости сталей для труб тепловых сетей путем обеспечения чистоты по коррозионно-активным неметаллическим включениям / И.Г.

Родионова, О.Н. Бакланова, В.М. Липовских, В.Ф. Резинских, Ю.В. Балабан-Ирменин, А.М. Рубашов, В.И. Гладштейн, А.В. Пчелинцев, С.Д. Зинченко, С.В. Ефимов, А.В. Голованов, Д.Н. Гарбуз, П.П. Степанов, А.А. Батьков // Труды конференции "Тепловые сети. Современные решения", 2005 – стр. 20-26.

74. ТУ 14-1-5598-2011 Детали трубопроводов стальные соединительные приварные с повышенной коррозионной стойкостью и хладостойкостью. Введ. 2011-09-01. – М.: ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина», 2011. – 62 с.

75. ГОСТ 1778-70 Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. Введ. 29.12.1970. – М.: Государственный комитет стандартов совета министров СССР, 1990. – 34 с.

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

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

78. Li, Y. Grain Size Effect on the Electrochemical Corrosion Behavior of Surface Nanocrystallized Low-Carbon Steel / Y. Li, F.G. Wang, G. Liu // Corrosion. 2004. – Vol. 60. – P. 891-896.

79. Сюгаев, А.В. Влияние структурно-фазового состояния нанокompозитов железо-цементит на процессы локальной активации / А.В. Сюгаев, С.Ф. Ломаева, С.М. Решетников // ФХПЗМ. – 2008. – Т.44, №4. – С. 395-399.

80. Бахвалов, Г.Т. Защита металлов от коррозии / Г.Т. Бахвалов, А.В. Турковская. – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1964. – 290 с.

81. Калмыков, В.В. Влияние структурных особенностей конструкционной стали на ее коррозию в 3% растворе NaCl при переменном погружении / В.В. Калмыков, В.Г. Раздобрев // Защита металлов. – 1999. – №6. – С. 660-662.

82. Брижан А.И., Грехов А.И., Жукова С.Ю., Кривошеева А.А., Марченко Л.Г., Орлов В.А., Поповцев Ю.А., Тетюева Т.В., Усов В.А., Шепелев А.В. Способ изготовления труб из углеродистой стали / Патент РФ № 2131933. // Бюл. №17, 1999.

83. Брижан А.И., Грехов А.И., Жукова С.Ю., Кривошеева А.А., Марченко Л.Г., Медведев А.П., Тетюева Т.В., Усов В.А., Мухин М.Ю., Поповцев Ю.А. Способ изготовления труб из углеродистой стали / Патент РФ № 2132396 // Бюл. №18, 1999.

84. Брижан А.И., Грехов А.И., Жукова С.Ю., Шепелев А.В., Марченко Л.Г., Медведев А.П., Тетюева Т.В., Мухин М.Ю., Поповцев Ю.А., Галиченко В.П. Способ термической обработки труб / Патент РФ № 2085596 // Бюл. №21, 1997.
85. Jones, D.R.H. Corrosion of Central Heating Systems / D.R.H. Jones // *Engineering Failure Analysis*. – 1997. – №4. – С. 179-194.
86. Гуревич, В.З. Трубопроводы тепловых и атомных электростанций / В.З. Гуревич. – М.: НИИ Энергомаш, 1981. – 525 с.
87. Штромберг, Ю.Ю. Контроль металла на тепловых электростанциях / Ю.Ю. Штромберг // *Теплоэнергетика*. – 1996. – №12. – С. 17-20.
88. Tamehiro, H. Effect of the Thermo-Mechanical Control Process on the Properties of High-strength Low Alloy Steel / H. Tamehiro, N. Yamada, H. Matsuda // *Transactions ISIJ*. – 1985. – №25. – С. 54-61.
89. Басин, А.С. Задачи повышения долговечности металла труб тепловых сетей / А.С. Басин, Д.Б. Чапаев, А.И. Кореньков // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 2001. – №6. – С. 41-43.
90. Морозова, Т.В. Влияние технологии производства стали на однородность структуры и загрязненность неметаллическими включениями с целью повышения надежности магистральных трубопроводов: дис. ... канд. техн.наук: 05.16.02 / Морозова Татьяна Васильевна. – М., 2012. – 129 с.
91. Терентьев, В.Ф. Теория и практика повышения надежности и работоспособности конструкционных металлических материалов / В.Ф. Терентьев, А.Г. Колмаков, Ю.А. Курганова. – Ульяновск: УлГТУ, 2010. – 286 с.
92. Omweg, G.M. Performance of Welded High-Strength Low-Alloy Steels in Sour Environments / G.M. Omweg, G.S. Frankel, W.A. Bruce, J.E. Ramirez, G. Koch // *Corrosion*. – 2003. – №59. – С. 640-653.
93. Коррозионная стойкость материалов. Прогнозирование и диагностика процессов коррозии: методические указания / А.А. Баранов. – Тамбов: Изд-во Тамб. гос. техн. ун-та, 2003. – 24 с.
94. Нигматулин, Б.И. Математическая модель эрозионно-коррозионного износа металла в потоке теплоносителя / Б.И. Нигматулин, М.Г. Салтанов // *Теплоэнергетика*. – 1992. – №2. – С. 60-65.
95. Сухотин А.М. Физическая химия пассивирующих пленок на железе / А.М. Сухотин. – Л.: Химия, 1989. – 318 с.
96. Овчинников, В.П. Критерии предельного состояния и ресурс эксплуатации гибов паропроводов / В.П. Овчинников, Ю.Я. Кирсанов // *Оценка надежности и методы контроля*

металла и сварки энергооборудования, отработавшего расчетный срок. – Кемерово: 1982. – С. 27-35.

97. Пискаленко, В.В. Эволюция структурно- фазового состояния и механических свойств котельных сталей: дис. ... канд. техн.наук: 01.04.07 / Пискаленко Владимир Витальевич. – Новокузнецк, 2002. – 169 с.

98. Сизова, О.В. Об изменении механических свойств и структуры котельной стали в процессе эксплуатации / О.В. Сизова, С.Ф. Подборонников, В.Е. Громов, В.И. Данилов // Вестник горно-металлургической секции академии естественных наук. Отделение металлургии. – 1994. – №1. –С. 108-113.

99. Urtsev, V.N. The Features Of Austenite to Ferrite Transformation for Carbon Steel / V.N. Urtsev, A.A. Morozov, A.V. Kaptsan // International Congress on Metallurgy and Materials Technology, Physical Metallurgy. – 1994. – №1. – С. 251-259.

100. Тушинский, Л.И. Новые пути создания оптимальных структур сплавов / Л.И. Тушинский // Новые методы упрочнения и обработки металлов: Межвуз.сб.науч.тр. – Новосибирск: НЭТИ, 1980. – С. 3-32.

101. Батаев, В.А. Управление структурой сталей на различных масштабных уровнях в процессах комбинированного упрочнения: дис. ... д-р. техн.наук:05.02.01 / Батаев Владимир Андреевич. – Новосибирск, 2002. – 430 с.

102. Солоненко, О.П. Высокоэнергетические процессы обработки материалов / О.П. Солоненко, А.П. Алхимов, В.В. Марусин. – Новосибирск: Наука, 2000. – 425 с.

103. Биронт, В.С. Теория термической обработки металлов / В.С. Биронт. – Красноярск: ИЦМиЗ, 2007. – 434 с.

104. Калмыков, В.В. Влияние углерода на коррозионное поведение термически упрочненного проката / В.В. Калмыков // Защита металлов. – 1987. – №4. – С. 659-662.

105. Погорелова И.Г. Исследование структурных особенностей и разработка способа повышения прочности и коррозионной стойкости трубной стали при комбинированной термообработке: дис. ... канд. техн.наук: 05.02.01 / Погорелова Ирина Георгиевна. – Ростов-на-Дону, 2008. – 229 с.

106. Макаренко, В.Д. Коррозионная стойкость сварных металлоконструкций нефтегазовых объектов / В.Д. Макаренко, И.М. Ковенский, Н.Н. Прохоров, Е.Н. Галиченко, М.Ю. Мухин, В.А. Беляев, С.П. Шатило, Н.Е. Полторанин, В.Ю.Чернов. – М.: ООО «Недра-Бизнесцентр», 2000. – 130 с.

107. Кудряков О.В. Влияние комбинированной термической обработки на специальные эксплуатационные свойства трубной стали / О.В. Кудряков, И.Г. Погорелова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. – № 5 [29]. – С.26-30.

108. Счастливец, В.М. Структура термически обработанной стали / В.М. Счастливец, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева. – М.: Металлургия, 1994. – 288 с.
109. Плешивцев, В.Г. Анализ влияния скорости коррозии на изменение конструктивной прочности труб тепловых сетей и установление кинетических зависимостей влияния этих изменений на уровень напряжений при рабочих и испытательных давлениях / В.Г. Плешивцев, Ю.А. Пак, М.В. Глухих, Г.А. Филиппов, О.Н. Чевская // Водочистка. Водоподготовка. Водоснабжение. – 2009. – №3. – С.51-66.
110. Климов, П.В. Исследование и разработка методов торможения стресс-коррозии на магистральных газопроводах: дис. ... д-р. техн.наук: 25.00.19 / Климов Павел Викторович. – Уфа, 2012. – 337 с.
111. Дьяченко, С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах / С.С. Дьяченко. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.
112. Shokouhmand, H. Failure analysis and retrofitting of superheater tubes in utility boiler / H. Shokouhmand, B. Ghadimi, R. Espanani // Engineering Failure Analysis. – 2015. – № 50. P. 20-28.
113. Dhua, S.K. Failure Analysis of Boiler Tubes Used in a Thermal Power Plant / S.K. Dhua, B.K. Jha, A. Saxena // Transactions of the Indian Institute of metals. – 2016. – № 69 (2). P. 1-5.
114. Vidojkovic, S. Extensive feedwater quality control and monitoring concept for preventing chemistry-related failures of boiler tubes in a subcritical thermal power plant / S. Vidojkovic, A. Onjia, B. Matovic, B. Grahovac, V. Maksimovic, A. Nastasovic // Applied Thermal Engineering. – 2013. – № 59 (1–2). P. 683-694.
115. Luo, X. Leakage Failure Analysis in a Power Plant Boiler / X. Luo, Z. Zhang // IERI Procedia. – 2013. – № 5. P. 107-111.
116. Lee, N. Failure analysis of a boiler tube in USC coal power plant / N. Lee, S. Kim, B. Choe, K. Yoon, D. Kwon // Engineering Failure Analysis. – 2009. – № 16 (7). P. 2031-2035.
117. Lui, J. Electromagnetic evaluation of the microstructure of grade 91 tubes/pipes / J. Lui, J. Wilson, M. Strangwood, C.L. Davis, Peyton A., J. Parker // International Journal of pressure Vessels and Piping. – 2015. – № 132–133. P. 65-71.
118. Антикайн, П.А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов / П.А. Антикайн. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 368 с.
119. Минц, И.И. Повреждаемость и технологические дефекты в металле высокотемпературных трубопроводов / И.И. Минц, Л.Е. Ходыкина, И.Г. Логвиненко. – Челябинск: Цицеро, 2009. – 163 с.
120. Березина, Т.Г. Диагностика причин разрушения деталей энергооборудования / Т.Г. Березина. – Челябинск: Издательство ЧГТУ, 1997. – 145 с.

121. РД 10-249-98 с Изменением №1 РДИ 10-413(249)-00. Нормы расчёта на прочность стационарных котлов и трубопроводов пара и горячей воды. Введ. 2001-09-01. – М.: Изд-во стандартов, 1999. – 228 с.

122. Определение внутренних напряжений в металлах: Описание лабораторной работы по курсу «Рентгеноструктурный анализ» / Т.В. Панова, В.И. Блинов, В.С. Ковивчак. – Омск: Омск. гос. ун-т, 2004. – 20 с.

123. Методы определения теплопроводности конденсированных сред: учебное пособие / А.С. Заворин, А.В. Кузьмин, Ю.Я. Раков; Томский политехнический университет. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2009. – 184 с.

124. ГОСТ 18895-97 Сталь. Метод фотоэлектрического спектрального анализа. Введ. 01.01.1998. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2002 – 12 с.

125. ГОСТ 10006-80 Трубы металлические. Метод испытания на растяжение. Введ. 01.07.1980. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2010 – 11 с.

126. ГОСТ 1497-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение (с Изменениями № 1, 2,3). Введ. 01.01.1986. – М.: Стандартиформ, 2008 – 36 с.

127. ОСТ 34-70-690-96 Металл паросилового оборудования электростанций. Методы металлографического анализа в условиях эксплуатации. Введ. 01.01.1986. – М.: ВТИ, 1997 – 43 с.

128. Гроховский, В.И. Возможности цифровой микроскопии в металлографии / В.И. Гроховский // Цифровая микроскопия. Материалы школы-семинара. – 2001. – №1. – С. 18-20.

129. Солнцев, Ю.П. Материаловедение: учебник для вузов. / Ю.П. Солнцев, Е.И.Пряхин. – 4-е изд., перераб. и доп. – Санкт-Петербург: Химиздат, 2007. – 784 с.

130. ASTM Card File (Diffraction Data Cards and Alphabetical and Grouped Numerical Index of X-ray Diffraction Data). Philadelphia: Ed. ASTM, 1999.

131. Powder Diffraction File. Inorganic Sets 1-5, 6-10, 11-15, 16-18. Swarthmore. Pennsylvania: Ed. JCPDS, 1977.

132. Горелик, С.С. Рентгенографический и электроннографический анализ / С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А.Скаков. – М.: Металлургия, 1970 – 368 с.

133. Руководство по рентгеновскому исследованию минералов / Под ред. В.А. Франк-Каменецкого. – Л.: Недра, 1975. – 399 с.

134. ГОСТ 9.908-85 Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. Введ. 01.01.1987. – М.:ИПК Издательство стандартов, 1999 – 18 с.

135. Заботин А.Л., Иоффе А.В., Стогова С.В. Способ коррозионных испытаний сталей / Патент РФ № 2235309 // Бюл. № 24, 2004.

136. ГОСТ 9.907-83 Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы, сплавы, покрытия металлические. Методы удаления продуктов коррозии после коррозионных испытаний. Введ. 01.01.1985. – М.: ИПК Издательство стандартов, 1999 – 7 с.
137. ГОСТ Р 8.736-2011 Измерения прямые многократные. Методы обработки результатов измерений. Основные положения. – Введ. 2009-01-01. – М.: Стандартинформ, 2008. – 23 с.
138. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. Введ. 1983–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 2003. – 45 с.
139. Березина, Т.Г. Изменение структуры, свойств и накопление поврежденности при ползучести в теплоустойчивых сталях / Т.Г. Березина. – Челябинск: ЧФ ПЭИПК, 1998. – 124 с.
140. Кругасова, Е.И. Надежность металла энергетического оборудования / Е.И. Кругасова. – М.: Энергоиздат, 1981 – 229 с.
141. Франценюк, И.В. Альбом микроструктур чугуна, стали, цветных металлов и их сплавов / И.В. Франценюк, Л.И. Франценюк. – М.: ИКЦ "Академкнига", 2004. – 192 с.
142. ГОСТ 8233-56 Сталь. Эталоны микроструктуры. Введ. 30.06.1957. – М.: Изд-во стандартов, 2004. – 11 с.
143. ГОСТ 5640-68 Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты. - М.: Изд-во стандартов, 1988. – 8 с.
144. Зубченко, А.С. Марочник сталей и сплавов / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский. – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.
145. Уманский, Я.С. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков. – М.: Metallurgy, 1982. – 632 с.
146. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина: под ред. С.С. Горелика– 3 изд. – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.
147. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. – М.: Metallurgy, 1986. – 480 с.
148. Кудишин, Ю.И. Металлические конструкции / Ю.И. Кудишин, Е.И. Беленя, В.С. Игнатъева. – 11 изд. – М.: Стройиздат, 2007. – 600 с.
149. Михеев, М.А. Основы теплопередачи / М.А. Михеев, И.М. Михеева. – М.: Энергия, 1977. – 344 с.
150. Давыдов, С.В. Влияние теплофизических свойств углеродистых сталей на эвтектоидное превращение аустенита / С.В. Давыдов, Ю.В. Гуляев, В.В. Симочкин // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2008. – №1. – С. 4-9.
151. Помазова, А.В. Оценка влияния размера зерна углеродистой стали 20 на коррозионную стойкость котельных труб в условиях эксплуатации / А.В. Помазова, Т.В.

Панова, Г.И. Геринг // Научная дискуссия: вопросы математики, физики, химии, биологии: материалы VI международной заочной научно-практической конференции. – Москва: Изд. «Международный центр науки и образования», 2013. – С. 41-51.

152. Помазова, А.В. Исследование микроструктурной и поверхностной неоднородности новых котельных труб / А.В. Помазова // Приборы и методы измерений, контроля качества и диагностики в промышленности и на транспорте: Материалы второй всероссийской научно-технической конференции с международным участием. – Омск: Омский гос. ун-т путей сообщения, 2016. – С. 125-130.

153. Помазова, А.В. Обоснование внедрения способа термической обработки, обеспечивающего повышение коррозионной стойкости труб поверхностей нагрева / А.В. Помазова, А.С. Загорин // Повышение энергоэффективности объектов теплоэнергетики и систем теплоснабжения: Материалы всероссийской научно-технической конференции с международным участием / Омский гос. ун-т путей сообщения. Омск, 2017. – С. 166-172.

154. Помазова, А.В. Взаимосвязь теплопроводности дефектных структур котельных труб со стойкостью к коррозионно-термической усталости / А.В. Помазова, А.С. Загорин, А.И. Артамонцев, Т.В. Панова // Журнал СФУ. Техника и технологии. – 2017. – № 10(4). – С. 557-571.

Приложение 1. Некоторые результаты испытаний образцов

Таблица П1.1 – Химический состав исследованных образцов труб демонтированных панелей экранов

№ образца	Содержание элементов, масс. %								
	Si	Mn	Cr	Ni	C	Cu	As	P	S
Состав стали 20 по ГОСТ 1050-2013	0,17-0,37	0,35-0,65	≤0,25	≤0,30	0,17-0,24	≤0,30	≤0,08	≤0,030	≤0,035
1	0,25± 0,03	0,56± 0,04	0,240± 0,024	0,110± 0,016	0,200± 0,024	0,180± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
2	0,26± 0,03	0,57± 0,04	0,110± 0,016	0,100± 0,016	0,210± 0,024	0,180± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
3	0,25± 0,03	0,55± 0,04	0,120± 0,016	0,110± 0,016	0,210± 0,024	0,180± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	0,010± 0,003
4	0,27± 0,03	0,55± 0,04	0,050± 0,008	0,21± 0,03	0,210± 0,024	0,21± 0,03	-	0,010± 0,003	0,010± 0,003
5	0,30± 0,03	0,50± 0,04	0,060± 0,008	0,23± 0,03	0,230± 0,024	0,23± 0,03	0,010± 0,003	0,010± 0,003	0,010± 0,003
6	0,34± 0,03	0,420± 0,024	0,130± 0,016	0,130± 0,016	0,270± 0,024	0,170± 0,020	0,010± 0,003	0,020± 0,006	0,010± 0,003
7	0,34± 0,03	0,53± 0,04	0,130± 0,016	0,130± 0,016	0,250± 0,024	0,160± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	0,020± 0,008
8	0,34± 0,03	0,410± 0,024	0,130± 0,016	0,140± 0,016	0,240± 0,024	0,160± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	0,020± 0,008
9	0,25± 0,03	0,360± 0,024	0,110± 0,016	0,120± 0,016	0,180± 0,016	0,180± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
10	0,25± 0,03	0,420± 0,024	0,210± 0,024	0,120± 0,016	0,170± 0,016	0,180± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
11	0,26± 0,03	0,58± 0,04	0,110± 0,016	0,120± 0,016	0,180± 0,016	0,170± 0,020	0,030± 0,006	0,010± 0,003	0,040± 0,008
12	0,31± 0,03	0,64± 0,04	0,270± 0,024	0,120± 0,016	0,220± 0,024	0,20± 0,03	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
13	0,31± 0,03	0,65± 0,04	0,290± 0,024	0,130± 0,016	0,210± 0,024	0,22± 0,03	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
14	0,32± 0,03	0,66± 0,04	0,210± 0,024	0,140± 0,016	0,200± 0,024	0,24± 0,03	0,010± 0,003	0,010± 0,003	0,010± 0,003
15	0,36± 0,03	0,56± 0,04	0,140± 0,016	0,140± 0,016	0,180± 0,016	0,170± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	0,020± 0,008
16	0,25± 0,03	0,57± 0,04	0,240± 0,024	0,110± 0,016	0,200± 0,024	0,180± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
17	0,25± 0,03	0,420± 0,024	0,210± 0,024	0,120± 0,016	0,170± 0,016	0,180± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
18	0,25± 0,03	0,430± 0,024	0,220± 0,024	0,120± 0,016	0,180± 0,016	0,180± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
19	0,27± 0,03	0,60± 0,04	0,120± 0,016	0,120± 0,016	0,190± 0,016	0,180± 0,020	0,030± 0,006	0,010± 0,003	0,040± 0,008
20	0,29± 0,03	0,66± 0,04	0,130± 0,016	0,130± 0,016	0,200± 0,024	0,190± 0,020	0,040± 0,006	0,010± 0,003	0,050± 0,012
21	0,31± 0,03	0,320± 0,024	0,150± 0,016	0,130± 0,016	0,250± 0,024	0,23± 0,03	0,010± 0,003	0,010± 0,003	0,010± 0,003
22	0,36± 0,03	0,450± 0,024	0,130± 0,016	0,140± 0,016	0,280± 0,024	0,180± 0,020	0,010± 0,003	0,020± 0,006	0,020± 0,008
23	0,26± 0,03	0,380± 0,024	0,110± 0,016	0,120± 0,016	0,180± 0,016	0,190± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
24	0,27± 0,03	0,62± 0,04	0,120± 0,016	0,120± 0,016	0,190± 0,016	0,180± 0,020	0,030± 0,006	0,010± 0,003	0,050± 0,012
25	0,29± 0,03	0,66± 0,04	0,280± 0,024	0,120± 0,016	0,230± 0,024	0,21± 0,03	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-

№ образца	Содержание элементов, масс. %								
	Si	Mn	Cr	Ni	C	Cu	As	P	S
26	0,33± 0,03	0,70± 0,04	0,280± 0,024	0,140± 0,016	0,220± 0,024	0,24± 0,03	0,010± 0,003	0,010± 0,003	0,010± 0,003
27	0,34± 0,03	0,68± 0,04	0,290± 0,024	0,150± 0,016	0,210± 0,024	0,25± 0,03	0,010± 0,003	0,010± 0,003	0,010± 0,003
28	0,38± 0,03	0,59± 0,04	0,150± 0,016	0,150± 0,016	0,200± 0,024	0,180± 0,020	0,010± 0,003	0,020± 0,006	0,020± 0,008
29	0,27± 0,03	0,61± 0,04	0,260± 0,024	0,110± 0,016	0,210± 0,024	0,190± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-
30	0,27± 0,03	0,450± 0,024	0,230 0,024	0,130± 0,016	0,180± 0,016	0,190± 0,020	0,010± 0,003	0,010± 0,003	-

Таблица П1.2 – Характеристики микроструктуры исследованных образцов, вырезанных после длительной эксплуатации

№ образца	Структурные составляющие*	Степень сфероидизации перлита по шкале приложения Д [23], балл	Балл дисперсности пластинчатого перлита [142]	Номер зерна [138]	Балл соотношение перлита и феррита [142]	Балл видманштетта [143]	Балл полосчатости [143]	Содержание неметаллических включений [75]
1	Ф+ПП	1	3	8	8	2	0	1
2	Ф+ПЗ	1	3	8	7	1	0	2
3	Ф+ПЗ	1	—	10	7	0	0	1
4	Ф+ПП	1	—	10	8	0	0	1
5	Ф+ПЗ	1	—	9	7	0	0	1
6	Ф+ПП	4	не определяется					2
7	Ф+ПП	1	не определяется					2
8	Ф+ПС	1	-	9	8	0	2	1
9	Ф+ПЗ	1	—	10	8	0	0	1
10	Ф+ПС	1	—	10	7	0	2	1
11	Ф+ПП		4	10	8	0	0	1
12	Ф+ПП	1	3	7	7	0	0	1
13	Ф+ПП	1	3	7	7	0	0	1
14	Ф+ПП	1	3	10	7	0	0	2
15	Ф+ПЗ	1	—	12	8	0	0	2
16	Ф+ПЗ	1	—	11	8	1	0	1
17	Ф+ПП	1	3	10	9	0	2	1
18	Ф+ПС	1	—	10	7	0	0	1
19	Ф+ПП	1	4	10	7	0	0	3
20	Ф+ПС	1	—	11	7	0	2	2
21	Ф+ПП	1	3	7	9	2	0	1
22	Ф+ПС	1	—	10	9	0	2	1
23	Ф+ПС	1	—	8	8	0	2	1
24	Ф+ПП	1	2	11	7	0	1	3
25	Ф+ПП	1	2	10	8	2	0	2
26	Ф+ПЗ	1	—	11	7	0	0	1
27	Ф+ПЗ	1	—	12	7	1	0	1
28	Ф+ПП	1	3	10	7	0	0	1
29	Ф+ПП	1	2	9	7	0	0	1
30	Ф+ПС	1	—	10	8	0	1	1

*) Ф-феррит, ПП - пластинчатый перлит, ПЗ - зернистый перлит, ПС - смешанный перлит.

Таблица П1.3 – Механические и технологические свойства исследованных образцов труб, вырезанных после длительной эксплуатации

№ образца	Механические свойства не менее:				Технологические испытания
	σ_b , кгс/мм ²	σ_T , кгс/мм ²	ψ , %	δ , %	Раздача, %
Требования [3]	42-56	22,0	45,0	24,0	X=20%
1	49,0	32,3	61,2	38,2	без трещин и надрывов
2	47,8	32,0	71,8	36,2	без трещин и надрывов
3	47,0	28,2	65,1	32,0	без трещин и надрывов
4	49,4	34,6	65,8	39,0	без трещин и надрывов
5	51,7	36,2	66,7	34,2	без трещин и надрывов
6	50,6	37,9	65,0	33,8	без трещин и надрывов
7	48,6	32,6	62,3	35,4	без трещин и надрывов
8	47,2	31,6	66,6	34,3	без трещин и надрывов
9	47,6	31,9	61,7	36,6	без трещин и надрывов
10	47,5	31,8	60,5	38,2	без трещин и надрывов
11	49,8	33,4	63,5	33,5	без трещин и надрывов
12	48,5	32,5	62,2	38,7	без трещин и надрывов
13	50,3	33,7	69,0	34,8	без трещин и надрывов
14	50,8	34,0	65,8	33,3	без трещин и надрывов
15	48,2	32,3	61,1	36,2	без трещин и надрывов
16	51,7	34,6	64,5	33,2	без трещин и надрывов
17	48,9	32,8	66,7	36,4	без трещин и надрывов
18	47,1	31,6	68,1	38,2	без трещин и надрывов
19	49,4	33,1	69,4	37,3	без трещин и надрывов
20	50,7	34,0	65,2	34,2	без трещин и надрывов
21	48,8	32,7	69,9	37,1	без трещин и надрывов
22	49,2	33,0	64,6	37,7	без трещин и надрывов
23	50,2	33,6	66,6	31,6	без трещин и надрывов
24	49,3	33,0	65,8	36,8	без трещин и надрывов
25	47,4	31,8	64,2	32,2	без трещин и надрывов
26	48,1	32,2	65,2	30,4	без трещин и надрывов
27	47,9	32,1	69,1	33,3	без трещин и надрывов
28	47,1	31,6	66,5	35,2	без трещин и надрывов
29	49,7	33,3	68,8	34,6	без трещин и надрывов
30	51,3	34,4	62,3	37,9	без трещин и надрывов

Таблица П1.4 – Данные по средним размерам зерен и деления на группы по плотности КАНВ*

№ образца	Номер зерна ГОСТ 5639-82	Средний диаметр зерна, мкм	Средняя площадь зерна, мкм ²	Скорость коррозии, мм/10 ⁵ ($V_{нк}$)
Плотность КАНВ не превышает 2 вкл/мм ²				
1	11	8,2	120,2	0,7
10	9	16,6	363,8	1,5
11	10	9,2	134,8	1,2
12	9	9,0	131,9	2,4
13	9	9,5	139,2	1,8
20	11	4,1	60,1	1,8

№	Номер зерна ГОСТ	Средний диаметр	Средняя площадь	Скорость коррозии,
21	7	21,5	315,1	2,3
22	10	11,6	170,0	1,2
23	8	18,4	269,7	1,8
26	11	6,9	101,1	0,8
27	12	3,2	46,9	0,8
28	10	9,6	140,7	0,6
29	9	21,9	321,0	1,5
30	10	10,8	158,3	1,1
Плотность КАНВ 3-5 вкл/мм ²				
2	7	13,6	328,5	3,0
3	7	12,1	260,5	1,5
4	10	12,3	180,3	2,3
5	11	4,5	65,9	2,2
9	11	5,5	80,6	2,4
14	10	11,1	162,7	2,4
15	12	5,2	76,2	1,5
18	10	10,9	159,7	2,1
25	10	9,8	143,5	1,9
Плотность КАНВ > 6 вкл/мм ²				
6	7	18,9	277,0	3,0
7	9	10,6	155,3	1,6
8	12	4,2	61,6	1,6
16	11	5,8	85,0	2,5
17	9	13,1	161,2	2,4
19	10	10,4	152,4	2,8
24	11	6,8	99,7	2,5

*) КАНВ I типа - неметаллические включения на основе алюминатов кальция ($mCaO \cdot nAl_2O_3$), иногда с добавками Mg и Si.

КАНВ II типа - двусложные включения, имеющие ядро из $mCaO \cdot nAl_2O_3$ (при различном соотношении CaO и Al_2O_3), MnS или другого включения, окруженное оболочкой CaS.

Таблица П1.5 – Предел прочности (σ_B), предел текучести (σ_T), относительное удлинение (δ), относительное сужение (ψ) образцов после различных режимов термообработки

Режим термообработки	σ_B , кгс/мм ²	σ_T , кгс/мм ²	δ , %	ψ , %	Соответствие НТД
Требования [3]	42,0-56,0	$\geq 22,0$	$\geq 24,0$	$\geq 45,0$	Соотв./Брак
900 °С					
Исходное состояние	54,2±0,7	48,1±0,6	26,8±0,5	48,1±0,6	Соотв.
1	54,1±0,7	42,0±0,6	46,7±0,6	51,6±0,7	Соотв.
2	54,3±0,7	41,2±0,6	47,5±0,6	54,0±0,7	Соотв.
3	52,1±0,7	40,3±0,6	45,1±0,6	43,4±0,6	Соотв.
4	54,1±0,7	39,3±0,6	42,2±0,6	42±0,6	Соотв.
5	55,3±0,7	37,1±0,6	39,5±0,6	39,8±0,6	Соотв.
910 °С					
1	55,2±0,7	37,2±0,5	30,3±0,5	62,2±1,0	Соотв.

Режим термообработки	σ_B , кгс/мм ²	σ_T , кгс/мм ²	δ , %	ψ , %	Соответствие НТД
Требования [3]	42,0-56,0	$\geq 22,0$	$\geq 24,0$	$\geq 45,0$	Соотв./Брак
2	57,2±0,7	35,5±0,5	32,4±0,5	67,5±1,0	Соотв.
3	56,5±0,7	36,5±0,6	27,2±0,5	59,4±0,9	Соотв.
4	55,0±0,8	45,2±0,7	25,4±0,5	49,4±0,7	Соотв.
5	58,2±0,8	52,3±0,8	18,5±0,4	39,8±0,6	Брак
920 °С					
1	48,7±0,7	36,4±0,5	30,3±0,5	65,1±1,0	Соотв.
2	46,5±0,7	33,7±0,5	32,4±0,5	69,2±1,0	Соотв.
3	47,7±0,7	35,3±0,6	27,2±0,5	58,4±0,9	Соотв.
4	54,0±0,8	49,1±0,7	23,1±0,5	44,2±0,7	Брак
5	56,7±0,8	52,3±0,8	20,2±0,4	40,8±0,6	Брак
930 °С					
1	55,6±0,8	48,4±0,7	29,7±0,4	47,2±0,7	Соотв.
2	56,0±0,9	42,6±0,6	29,1±0,4	48,2±0,7	Соотв.
3	62,2±0,9	40,2±0,6	21,5±0,3	38,9±0,6	Брак
4	59,4±0,9	47,5±0,7	19,3±0,3	42,0±0,6	Брак
5	63,4±1,0	57,2±1,1	15,8±0,2	31,4±0,5	Брак
940 °С					
1	55,6±0,9	49,8±0,7	28,3±0,5	45,0±0,7	Соотв.
2	58,1±0,9	44,7±0,7	27,7±0,5	44,0±0,7	Брак,
3	65,3±1,0	42,2±0,6	20,4±0,4	37,1±0,6	Брак
4	67,9±1,1	49,8±0,7	18,4±0,3	36,5±0,6	Брак
5	68,2±1,1	50,1±0,7	18,4±0,3	35,5±0,6	Брак
950 °С					
1	56,6±0,9	48,8±0,7	28,3±0,5	45,0±0,7	Соотв.
2	59,1±0,9	44,5±0,7	26,7±0,5	44,4±0,7	Брак
3	66,3±1,0	41,5±0,6	21,2±0,4	39,1±0,6	Брак
4	68,2±1,1	47,2±0,7	19,5±0,3	37,5±0,6	Брак
5	68,5±1,1	49,2±0,7	19,4±0,3	34,4±0,6	Брак

Таблица П1.6. – Опытный и расчетный по [150] коэффициент теплопроводности образцов после различных режимов термообработки

Температура нормализации, °С	n	Данные, Вт/(м·град)		Погрешность, %
		Опытные	Расчетные	
Исходное состояние	0	41,7	40,8	-2,1
900	1	42,6	41,0	1,3
	2	41,1	41,0	-1,0
	3	42,4	40,6	-3,6
	4	41,5	40,9	3,5
	5	40,7	40,2	-5,5
910	1	42,6	42,9	0,7
	2	41,1	43,6	5,8
	3	42,4	40,2	-5,5
	4	41,5	41,3	-0,5
	5	40,7	43,9	7,1

920	1	40,4	41,3	-3,1
	2	41,4	41,0	-0,3
	3	42,0	40,4	-5,2
	4	39,5	41,3	-0,6
	5	42,4	41,4	1,6
930	1	44,5	40,8	-9,2
	2	43,4	40,4	-7,3
	3	46,2	40,7	-13,5
	4	47,0	41,6	-12,8
	5	48,6	40,7	-19,4
940	1	41,0	40,3	-1,8
	2	42,3	40,4	-4,7
	3	44,7	40,7	-9,9
	4	47,2	41,5	-13,9
	5	47,4	40,3	-17,6
950	1	44,0	38,5	-14,4
	2	43,1	40,8	-5,5
	3	47,2	41,0	-15,2
	4	49,7	41,5	-19,9
	5	50,4	40,9	-23,3

Таблица П1.7. – Скорость коррозии и фактор разнорзернистости при разных режимах термообработки

Количество циклов нормализации	F _Z	V ₁ , г/ч	V ₂ , г/ч
Исходное состояние	0,15±0,01	0,311±0,016	0,154±0,009
900 °С			
1	0,25±0,02	0,305±0,016	0,125±0,006
2	0,27±0,02	0,291±0,015	0,106±0,005
3	0,14±0,01	0,341±0,017	0,167±0,009
4	0,17±0,01	0,345±0,018	0,135±0,007
5	0,20±0,01	0,319±0,016	0,134±0,007
910 °С			
1	0,26 ±0,02	0,300±0,015	0,125±0,006
2	0,27±0,02	0,293±0,015	0,106±0,005
3	0,22±0,01	0,316±0,016	0,167±0,009
4	0,17±0,01	0,335±0,017	0,135±0,007
5	0,20±0,01	0,334±0,017	0,106±0,005
920 °С			
1	0,26±0,02	0,245±0,012	0,120±0,006
2	0,49±0,03	0,194±0,010	0,074±0,004
3	0,24±0,02	0,241±0,012	0,099±0,005
4	0,20±0,01	0,259±0,013	0,110±0,006
5	0,18±0,01	0,288±0,015	0,122±0,006
930 °С			
1	0,32±0,02	0,269±0,014	0,151±0,008
2	0,31±0,02	0,257±0,013	0,121±0,006
3	0,23±0,02	0,224±0,011	0,197±0,010

Количество циклов нормализации	F _Z	V ₁ , г/ч	V ₂ , г/ч
4	0,19±0,01	0,270±0,014	0,205±0,010
5	0,18±0,01	0,255±0,013	0,208±0,011
940 °С			
1	0,35±0,02	0,241±0,012	0,091±0,005
2	0,21±0,01	0,246±0,013	0,138±0,007
3	0,23±0,02	0,258±0,013	0,155±0,008
4	0,17±0,01	0,276±0,014	0,159±0,008
5	0,19±0,01	0,263±0,013	0,154±0,008
950 °С			
1	0,22±0,01	0,243±0,012	0,116±0,006
2	0,25±0,02	0,245±0,012	0,174±0,009
3	0,21±0,01	0,242±0,012	0,142±0,007
4	0,17±0,01	0,269±0,014	0,132±0,007
5	0,18±0,01	0,261±0,013	0,166±0,008

Таблица П1.8 – К расчету периода решетки исследуемых образцов

t, °С	n	Угол дифракции 2θ _{i эксп.} , град	H	K	L	Параметр элементарной ячейки a _{i эксп.} , Å ⁰	Функция Нельсона-Райли f _i	Уравнение прямой a _{яч} =Af+B	
900			1	1	0	2,8816			
		64,70	2	0	0	2,8814	1,298884		
		81,86	2	1	1	2,8823	0,835145		
		1	44,28	1	1	0	2,8928	2,24844	2,839·10 ⁻³ f+2,887215
			64,40	2	0	0	2,8934	1,308919	
			81,76	2	1	1	2,8879	0,837338	
		2	44,28	1	1	0	2,8928	2,24844	5,577·10 ⁻³ f+2,881103
			64,46	2	0	0	2,8910	1,306906	
			81,80	2	1	1	2,8840	0,836461	
		3	44,36	1	1	0	2,8878	2,243212	2,680·10 ⁻³ f+2,881837
			64,60	2	0	0	2,8854	1,30222	
			81,80	2	1	1	2,8840	0,836461	
		4	44,50	1	1	0	2,8792	2,234105	1,892·10 ⁻³ f+2,875564
			64,74	2	0	0	2,8798	1,297552	
			82,08	2	1	1	2,8759	0,830338	
5	44,44	1	1	0	2,8829	2,238002	1,124·10 ⁻³ f+2,881052		
	64,62	2	0	0	2,8846	1,301552			
	81,92	2	1	1	2,8806	0,833832			
910	1	44,40	1	1	0	2,8854	2,240605	1,860·10 ⁻⁴ f+2,885642	
		64,54	2	0	0	2,8878	1,304226		
		81,78	2	1	1	2,8845	0,836899		
	2	44,24	1	1	0	2,8953	2,25106	6,373·10 ⁻³ f+2,8828	
		64,32	2	0	0	2,8966	1,311609		
		81,78	2	1	1	2,8845	0,836899		
	3	44,34	1	1	0	2,8891	2,244518	3,038·10 ⁻³ f+2,883066	
		64,50	2	0	0	2,8894	1,305565		
		81,80	2	1	1	2,8840	0,836461		
	4	44,24	1	1	0	2,8953	2,25106	6,159·10 ⁻³ f+2,882827	
		64,36	2	0	0	2,8950	1,310264		
		81,76	2	1	1	2,8853	0,837338		
	5	44,40	1	1	0	2,8854	2,240605	4,046·10 ⁻³ f+2,8767	
		64,66	2	0	0	2,8830	1,300217		
		81,96	2	1	1	2,8794	0,832957		

$t, ^\circ\text{C}$	n	Угол дифракции $2\theta_{i \text{ эксп.}}$, град	H	K	L	Параметр элементарной ячейки $a_{i \text{ эксп.}}$, Å ⁰	Функция Нельсона-Райли f_i	Уравнение прямой $a_{\text{яч}}=Af+B$	
920	1	44,42	1	1	0	2,8841	2,239303	$1,740 \cdot 10^{-3}f + 2,880372$	
		64,66	2	0	0	2,8830	1,300217		
		81,88	2	1	1	2,8816	0,834707		
	2	44,20	1	1	0	2,8977	2,253685	$7,549 \cdot 10^{-3}f + 2,882011$	
		64,34	2	0	0	2,8958	1,310936		
		81,74	2	1	1	2,8857	0,837777		
	3	44,58	1	1	0	2,8742	2,228924	$5,289 \cdot 10^{-4}f + 2,87569$	
		64,84	2	0	0	2,8758	1,294229		
		82,12	2	1	1	2,8747	0,829467		
	4	44,20	1	1	0	2,8977	2,253685	$9,796 \cdot 10^{-3}f + 2,87432$	
		64,66	2	0	0	2,8830	1,300217		
		81,76	2	1	1	2,8853	0,837338		
	5	44,30	1	1	0	2,8915	2,247132	$3,237 \cdot 10^{-3}f + 2,889625$	
		64,46	2	0	0	2,9100	1,306906		
		81,88	2	1	1	2,8816	0,834707		
930	1	44,66	1	1	0	2,8694	2,22376	$3,430 \cdot 10^{-3}f + 2,877056$	
		64,92	2	0	0	2,8726	1,291576		
		82,14	2	1	1	2,8742	0,829031		
	2	44,64	1	1	0	2,8706	2,22505	$4,740 \cdot 10^{-3}f + 2,881117$	
		64,86	2	0	0	2,8750	1,293565		
		82,04	2	1	1	2,8772	0,831211		
	3	44,26	1	1	0	2,8940	2,24975	$8,194 \cdot 10^{-3}f + 2,876984$	
		64,44	2	0	0	2,8918	1,307576		
		81,90	2	1	1	2,8811	0,83427		
	4	44,76	1	1	0	2,8634	2,217329	$4,302 \cdot 10^{-3}f + 2,874422$	
		64,90	2	0	0	2,8734	1,292239		
		82,36	2	1	1	2,8679	0,824254		
	5	44,64	1	1	0	2,8706	2,22505	$2,698 \cdot 10^{-3}f + 2,865707$	
		64,92	2	0	0	2,8726	1,291576		
		82,44	2	1	1	2,8657	0,822523		
940	1	44,64	1	1	0	2,8706	2,22505	$3,910 \cdot 10^{-3}f + 2,878869$	
		64,92	2	0	0	2,8726	1,291576		
		82,06	2	1	1	2,8764	0,830774		
	2	44,42	1	1	0	2,8841	2,239303	$1,972 \cdot 10^{-3}f + 2,880506$	
		64,60	2	0	0	2,8854	1,30222		
		81,92	2	1	1	2,8806	0,833832		
	3	44,38	1	1	0	2,8866	2,241908	$4,747 \cdot 10^{-3}f + 2,875909$	
		81,94	2	1	1	2,8799	0,833395		
	4	44,40	1	1	0	2,8854	2,240605	$4,4641 \cdot 10^{-3}f + 2,875022$	
		81,98	2	1	1	2,8789	0,83252		
	5	44,72	1	1	0	2,8658	2,219898	$4,850 \cdot 10^{-3}f + 2,876532$	
		82,20	2	1	1	2,8725	0,827726		
	950	1	44,62	1	1	0	2,8718	2,22634	$1,320 \cdot 10^{-3}f + 2,875463$
			64,84	2	0	0	2,8758	1,294229	
			82,18	2	1	1	2,8730	0,828161	
2		44,58	1	1	0	2,8742	2,228924	$3,071 \cdot 10^{-3}f + 2,881958$	
		64,72	2	0	0	2,8806	1,298218		
		82,02	2	1	1	2,8777	0,831647		
3		44,30	1	1	0	2,8915	2,247132	$7,051 \cdot 10^{-3}f + 2,876592$	
		64,52	2	0	0	2,8886	1,304895		
		81,92	2	1	1	2,8806	0,833832		
4		44,56	1	1	0	2,8755	2,230218	$1,723 \cdot 10^{-3}f + 2,87963$	
		64,78	2	0	0	2,8782	1,296221		
		82,02	2	1	1	2,8777	0,831647		
5		44,16	1	1	0	2,9003	2,256314	$6,976 \cdot 10^{-3}f + 2,884529$	
		81,58	2	1	1	2,8904	0,841298		

Окончательные (экстраполированные к 90 °С) значения параметров ячейки приведены в таблице П.1.9.

Таблица П1.9. Параметры элементарной ячейки в зависимости от температуры и количества циклов нормализации

t, °С	Количество циклов нормализации					
	0	1	2	3	4	5
Исходное	2,8824					
900		2,8872	2,8811	2,8818	2,8756	2,8811
910		2,8856	2,8828	2,8831	2,8828	2,8767
920		2,8804	2,8820	2,8757	2,8743	2,8896
930		2,8771	2,8811	2,8770	2,8744	2,8657
940		2,8789	2,8805	2,8759	2,8750	2,8765
950		2,8755	2,8820	2,8766	2,8796	2,8845

Таблица П1.10 Данные по результатам визуального контроля, измерения геометрических размеров и оценки увеличения ресурса термообработанных образцов после коррозионных испытаний

Режим термической обработки	s_0 , мм	s_{min} , мм	h , мм	V , мм/час	τ , час	k_τ , %
Рекомендуемый режим термической обработки						
Двукратная нормализация при 920 °С	6,03	5,84	0,19	0,00113	1264	
Режимы термической обработки согласно ТУ 14-3Р-55-2001						
Однократная нормализация при 920 °С	5,96	5,73	0,23	0,00137	993	27
Однократная нормализация при 930 °С	6,09	5,33	0,76	0,00452	329	284
Однократная нормализация при 940 °С	6,01	5,67	0,34	0,00202	697	81
Однократная нормализация при 950 °С	6,14	5,56	0,58	0,00345	446	183

ПРИЛОЖЕНИЕ 2

Материалы по использованию результатов работы



Омский филиал

Общества с ограниченной ответственностью

«КВАРЦ Групп»

Российская Федерация, 644035, г.Омск, ул.Губкина, д.7, Тел.: +7(3812)29-31-93
ОГРН 1057747186342, ИНН 7728549952, КПП 550143001

СПРАВКА

об использовании результатов научной работы Помазовой Анны Викторовны
«Повышение коррозионной стойкости поверхностей нагрева котлоагрегатов за счет
модификации режимов термической обработки труб из стали 20»

В процессе производственной деятельности для входного контроля состояния металла трубной продукции, применяемой с целью ремонта, модернизации и реконструкции энергетических котлов, используются критерии экспериментального диагностирования состояния металла на предмет выбраковки труб при наличии в них дефектов поверхности и структурного градиента. Эти критерии, как показано в исследовании Помазовой А.В., приводят к возникновению и развитию коррозионных процессов труб с их разрушением.

Практика организации ремонтных работ подтвердила, что неравномерность распределения дефектов по поверхности трубы приводит к неравномерности прочностных и эксплуатационных свойств, что способствует нарушению надежности работы трубных систем.

Директор Омского филиала
ООО «КВАРЦ Групп»

Заместитель главного инженера по инженерии
Омского филиала ООО «КВАРЦ Групп»



В.А. Иваненко

Р.В. Шевцов

« 20 » 06 2016 г.



ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ
«ЦЕНТР КОММЕРЦИАЛИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИЙ
«ЭНЕРГИЯ БЕЗ ГРАНИЦ»

Москва г, ул. Автозаводская, д. 14, 115280, (495)2347000
ИНН 7725683460, КПП 772501001, ОГРН 1097746803417, ОКПО 64476556

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

о практическом значении результатов диссертационной работы
Помазовой А.В.

В результате рассмотрения материалов и результатов диссертационной работы Помазовой А.В. «Повышение коррозионной стойкости поверхностей нагрева котлоагрегатов за счет модификации режимов термической обработки труб из стали 20», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук, установлено:

– результаты диссертационной работы Помазовой А.В. признаны актуальными, полезными с практической точки зрения и способны положительно влиять на развитие ресурсосберегающих технологий в теплоэнергетическом комплексе;

– разработанный в диссертационной работе режим термической обработки (двукратная нормализация при 920 °С) является достаточно простым, доступным и реализуемым в условиях тепловой электростанции способом.

– представленный в диссертационной работе проект по созданию цеха термической обработки является экономически выгодным и для реализующей его компании, и для теплогенерирующих компаний.

Заместитель Генерального директора –
Директор по развитию
ООО "Центр Коммерциализации Технологий "Энергия без границ"

Д.В. Горностаев

«09» 11 2016 г.



ЗАО НДЦ НПФ «Русская лаборатория»

197022, Россия, г. Санкт-Петербург, Малый пр. П.С., д. 87, лит. А, этаж 2,
тел: +7 (812) 325-66-24, e-mail: office@ruslab.org

Лицензия Ростехнадзора № ДЭ-00-007005 от 11 января 2007 г.

АКТ

о внедрении результатов диссертационной работы

Помазовой Анны Викторовны

«ПОВЫШЕНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТЕЙ НАГРЕВА КОТЛОАГРЕГАТОВ ЗА СЧЕТ МОДИФИКАЦИИ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 20»

Настоящий акт составлен о том, что результаты диссертационной работы Помазовой А.В. «Повышение коррозионной стойкости поверхностей нагрева котлоагрегатов за счет модификации режимов термической обработки труб из стали 20», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук, использованы в ЗАО «Научно-Диагностическом Центре «Научно-Производственная Фирма «Русская лаборатория» при расчете остаточного ресурса и при анализе причин повреждаемости труб поверхностей нагрева.

Использование результатов позволило:

- 1) Разработать уточненный расчет остаточного ресурса труб поверхностей нагрева с учетом микроструктурных характеристик труб из стали 20.
- 2) Установить причины разной коррозионной повреждаемости (общая наружная коррозия, коррозионно-термическая усталость) соседних труб, эксплуатируемых в одинаковых условиях. Анализ разрушения таких труб позволил внести соответствующие поправки в программу повреждаемости «Статистический контроль надежности поверхностей нагрева котлов», используемой в лаборатории разрушающего контроля ЗАО НДЦ НПФ «Русская лаборатория» (г. Омск).

Заместитель генерального директора

В.В. Шалагаев

Руководитель обособленного подразделения
«Омск»

Е.В. Шахматов



« 03 » 04 2017 г.

УТВЕРЖДАЮ

Технический директор

СП «ТЭЦ-5» АО «ТГК-11»

П.Е. Черненко

08 2014 г.



В Диссертационный совет Д 212.269.13

СПРАВКА

о практическом использовании результатов
диссертационной работы Помазовой А.В.

Результаты диссертационной работы Помазовой А.В. «Повышение коррозионной стойкости поверхностей нагрева котлоагрегатов за счет модификации режимов термической обработки труб из стали 20», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук, использованы в основной деятельности компании при технико-экономическом обосновании использования дополнительно термообработанных труб для поверхностей нагрева.

Использование результатов исследований по повышению рабочего ресурса котельных труб путем модификации режимов их термической обработки позволило выполнить технико-экономические расчеты по использованию таких труб в качестве тепловоспринимающих элементов котлов, работающих на экибастузком угле.

Итогом проделанной работы являются рекомендации по включению предложений диссертационной работы в перечень инновационных решений.

Начальник котельного цеха

СП «ТЭЦ-5» АО «ТГК-11»

Гранкин С.А.

Заместитель котельного цеха по ремонту

СП «ТЭЦ-5» АО «ТГК-11»

Карлов В.Ю.

УТВЕРЖДАЮ:

Проректор по образовательной деятельности
 ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский
 Томский политехнический университет»,
 доктор технических наук, профессор



Ю.С. Боровиков

Ю.С. Боровиков

« 20 » 09 2017 г

СПРАВКА

об использовании результатов диссертационного исследования в учебном процессе

Результаты диссертационного исследования Помазовой Анны Викторовны «Повышение коррозионной стойкости поверхностей нагрева котлоагрегатов за счет модификации режимов термической обработки труб из стали 20» включены в дисциплину образовательного модуля «Ресурсные свойства конструкционных материалов котлов и парогенераторов» по направлению 13.04.03 «Энергетическое машиностроение» и используются на кафедре парогенераторостроения и парогенераторных установок Томского политехнического университета (протокол научно-методического семинара кафедры ПГС и ПГУ № 1 от «7» сентября 2017 года).

И.о. зав. кафедрой ПГС и ПГУ

Т.С. Тайлашева

Т.С. Тайлашева