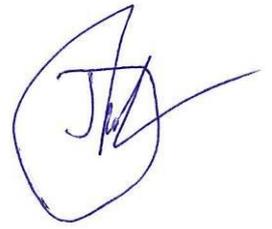


На правах рукописи



**Грузков Игорь Викторович**

**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БЕЙНИТНЫХ СТРУКТУР В ПРОИЗВОДСТВЕ  
ТРУБ НЕФТЯНОГО СОРТАМЕНТА**

Специальность 2.6.17. Материаловедение

Автореферат  
диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Самара – 2024

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Тольяттинский государственный университет».

Научный руководитель: доктор физико-математических наук, профессор  
**Выбойщик Михаил Александрович**

Официальные оппоненты:

**Кудря Александр Викторович**, доктор технических наук, профессор кафедры металловедения и физики прочности Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва

**Гладковский Сергей Викторович**, доктор технических наук, доцент, главный научный сотрудник, заведующий лабораторией деформирования и разрушения ФГБУН Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург

Ведущая организация: ФГБОУ ВО «Пензенский государственный университет», г. Пенза

Защита состоится «20» декабря 2024 г., в 14 час. 00 мин. на заседании объединенного диссертационного совета 99.2.039.02 на базе ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет» и ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева» по адресу: 443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, д. 244, главный корпус, аудитория 200.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет»: <https://d99203902.samgtu.ru/spisok-dissertatsii>

Отзывы на автореферат просим высылать в двух экземплярах, заверенных печатью, по адресу: 443100, г. Самара ул. Молодогвардейская, д. 244, ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет», главный корпус, ученому секретарю диссертационного совета 99.2.039.02.

Автореферат разослан « \_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 2024 г.

Ученый секретарь  
диссертационного  
совета,  
к.т.н., доцент



А.Р. Луц

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность работы.** Добываемые нефтепромысловые среды содержат агрессивные составляющие (сероводород, хлориды, углекислый газ, бактериальную зараженность, воду и др.), что вызывает коррозионно-механическое разрушение, определяющее работоспособность добывающего и транспортирующего оборудования. Коррозионная активность нефтепромысловых сред постоянно возрастает, что обусловлено истощением существующих и разработкой новых более глубоких месторождений с повышенной концентрацией углекислого газа, а также использованием интенсивных методов добычи, включающих закачку воды и жидкого углекислого газа в пласты для повышения нефтедобычи. Количество отказов промысловых нефтепроводов в десятки раз превышает допустимые нормы природопользования. Требуются качественно новые решения по разработке и производству сталей с высокой работоспособностью в нефтепромысловых средах.

Основной вклад в изучение коррозионного разрушения стальных деталей в нефтепромысловых средах внесли Л.Р. Ботвина, М.А. Выбойщик, П.В. Гельд, А. Дугстад, А. Икеде, А.В. Иоффе, Т.В. Тетюева, Г.В. Карпенко, Ж. Кроле, А.Н. Маркин, С. Нешич, И. Робертсон, Л. Саакян, О.И. Стеклов, А.В. Шрейдер, Л.И. Эфрон, У. Эванс и другие отечественные и зарубежные ученые. Ими определены главные факторы противодействия коррозионно-механическому разрушению, что определило направление проводимых работ.

Переход производства нефтегазопроводных труб на стали с бейнитной закаливается обеспечило значительное повышение прочности, ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению. В то же время представления о сопротивлении бейнитных структур коррозионному разрушению практически отсутствуют. Требуются научные исследования и прикладные решения для разработки трубных сталей, обладающих более высокими механическими свойствами и стойкостью к коррозионному разрушению в нефтепромысловых средах.

**Объект исследования.** Стали 09Г2С, 13ХФА, 08ХФА, 08ХМФА, 05ХГБ и трубы, изготовленные из этих сталей.

**Предмет исследования.** Связи структурного состояния и состава бейнитных сталей с механическими и коррозионными свойствами.

**Цель работы.** Повышение работоспособности труб нефтяного сортамента на основе использования бейнитных структур.

Для реализации указанной цели поставлены и решены следующие задачи:

1. Провести длительные опытно-промысловые испытания (ОПИ) нефтегазопроводных труб из наиболее распространенных марок сталей и на их основе установить преобладающий механизм коррозионного разрушения и сформировать основные направления повышения работоспособности трубных сталей.

2. Исследовать изменение механических и коррозионных свойств бейнитных сталей в процессе отпуска.
3. Определить основные направления повышения механических и коррозионных свойств.
4. Разработать режимы термической обработки низкоуглеродистых, низколегированных сталей, позволяющих получить сочетание высоких прочностных и коррозионных свойств.
5. Разработать технологию получения обсадных труб из низкоуглеродистых сталей с бейнитной закаливаемостью.

**Методы исследования.** Использовалась методология научных исследований, применяемая в материаловедении, в частности, комплекс современных методов исследований микроструктуры, фазового рентгеноструктурного анализа, локального анализа химического состава, механических и коррозионных свойств металла и продуктов коррозии. Это позволило получить представление о влиянии состава и структурного состояния стали на развитие коррозионно-механического разрушения стальных труб в лабораторных и реальных эксплуатационных условиях. Экспериментальные исследования выполнены аттестованными лабораториями по стандартным и международным методикам с компьютерной обработкой полученных результатов.

**Достоверность и обоснованность** научных результатов обеспечивается: применением различных методов и достаточным объемом исследований свойств и структурного состояния металла; сходимостью результатов, полученных при лабораторных и промышленных испытаниях; соответствием результатов и выводов основным положениям современных представлений материаловедения, теорий прочности и коррозионного разрушения материалов. Диссертационное исследование соответствует пунктам 2,3,4,5,10 паспорта специальности 2.6.17. **Материаловедение.**

**Научная новизна:**

1. Показано, что скопления ионов хлора на границе раздела продуктов коррозии с металлом инициируют развитие интенсивного локального коррозионного разрушения нефтепромысловых труб.
2. Отмечено, что коррозионные повреждения при локальной углекислотной коррозии имеют сложную конфигурацию, состоящую из многочисленных каналов, названную «червоточной» коррозией.
3. Представлена последовательность эволюции структуры и изменения свойств речного бескарбидного бейнита с ростом температуры отпуска.
4. Установлено, что нагрев 200°С приводит к распаду тонких пластин остаточного аустенита в речных бейнитных структурах.
5. Показано, что отпуск низколегированных сталей со структурой бескарбидного бейнита практически не влияет на стойкость к углекислотной коррозии.

### **Практическая значимость:**

1. Предложенная технология (закалка + средний отпуск) по сравнению с используемой технологией (двухкратная или однократная закалка + высокий отпуск) позволяет значительно уменьшить затраты и без снижения коррозионной стойкости существенно повысить прочностные свойства труб из низкоуглеродистых низколегированных сталей.

2. Для сталей 08ХФА, 08ХМФА и 05ХГБ разработаны режимы термической обработки, обеспечивающие получение нефтегазопроводных труб группы прочности К60 и повышенной коррозионной стойкости.

3. Показано, что сочетание высоких прочностных и пластических свойств ( $\sigma_b - \sigma_T \geq 103$  МПа, требования К55 по АРІ 5СТ) можно получить при определенном соотношении бейнитной и ферритной составляющей стали.

4. Предложены режимы термической обработки (сталь 05ХГБ – закалка в воду с температуры фазового превращения  $A_{c3}$ , сталь 08ХМФА – закалка с температур середины МКИ и последующий отпуск), которые обеспечивают получение обсадных труб группы прочности К55 с высокой стойкостью к коррозионному разрушению.

### **Положения, выносимые на защиту:**

1. Особенности развития коррозионного разрушения низкоуглеродистых сталей в нефтепромысловых средах с высоким содержанием  $CO_2$  и ионов хлора.

2. Результаты сравнительного анализа коррозионной стойкости нефтегазопроводных труб из сталей 08ХМФА, 13ХФА и 09Г2С при эксплуатации в агрессивных средах.

3. Последовательности эволюции структуры, изменения механических свойств и коррозионной стойкости низкоуглеродистого речного бескарбидного бейнита с ростом температуры отпуска.

4. Структурное состояние, обеспечивающее сочетание высоких механических свойств и высокой коррозионной стойкости в нефтепромысловых средах, низкоуглеродистых сталей с бейнитной закаливаемостью и режимы термической обработки, формирующие такое структурное состояние в сталях 08ХФА, 08ХМФА и 05ХГБ.

5. Химический состав и режим термической обработки, обеспечивающие получение из низкоуглеродистых сталей обсадных труб группы прочности К55 и повышенную коррозионную стойкость.

**Структура и объем работы.** Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав и списка источников из 146 наименований. Работа содержит 120 страниц основного текста, 48 рисунков, 13 таблиц и 1 приложение.

**Апробация работы.** Рассмотрение и обсуждение результатов работы было проведено на следующих семинарах и конференциях: Международная конференция «Коррозия в нефтяной и газовой промышленности» (Самара 2019, 2021, 2022 г.), Международная конференции «Актуальные проблемы прочности» (АПП-2019, 2021 г.), Научно-технический семинар «Добыча и

транспорт нефти и газа. Новые технологии и решения» (Уфа, 2022 г.), XII Международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов» (Черноголовка, 2022 г.), XI Научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ 2023 (Москва, 2023 г.).

**Публикации:** Основные результаты диссертации опубликованы в 13 печатных работах, из них 4 работы в рецензируемых изданиях из перечня ВАК РФ, и 2 статьи в изданиях, индексируемых в международной базе данных SCOPUS.

**Личный вклад автора:** Автором поставлены цели и задачи, выполнена разработка методологии исследований, проведена обработка результатов и сформулированы основные положения, определяющие научную новизну и практическую значимость работы. Более 90% экспериментов в диссертации по подбору стали, режимов термической обработки и оценке влияния микроструктуры сталей на механические и коррозионные свойства выполнены при участии автора.

## **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

**Во введении** обоснована актуальность диссертационной работы, сформулированы цель и задачи исследований, показана научная новизна работы и ее практическая значимость, изложены основные положения, выносимые на защиту. Приводятся данные об апробации работы, публикациях, а также о структуре и объеме диссертации.

### **Глава 1. Литературный обзор.**

**В первой главе** проведен аналитический обзор состояния вопроса. Представлена информация о видах и кинетике коррозионного разрушения нефтегазопроводных труб. Рассмотрено влияние состава нефтепромысловых сред и условий эксплуатации, а также влияние химического и фазового составов и структуры стали на интенсивность коррозионного разрушения.

Показано, что использование сталей с бейнитной закаливаемостью для изготовления нефтегазопроводных труб позволило значительно повысить характеристики прочности при сохранении высокой пластичности. Однако, освоение бейнитных сталей в производстве нефтепромыслового оборудования требует более полных представлений о формировании структурного состояния и свойств. В частности, отсутствуют исследования по эволюции структуры и изменению механических свойств, а тем более коррозионной стойкости, бескарбидных речных бейнитов с ростом температуры отпуска.

По результатам анализа сформулирована цель работы и задачи исследований.

### **Глава 2. Методы исследований и испытаний.**

Объектами исследований являются стали 08ХФА, 08ХМФА, 13ХФА, 05ХГБ, 09Г2С, применяемые для изготовления нефтегазопроводных труб. Химический состав исследуемых сталей приведен в **таблице 1**.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей

Исследования	Марка стали	Массовая концентрация химических элементов, %											
		C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb	V	S	P
Глава 3	13ХФА	0,14	0,36	0,55	0,57	0,012	0,09	0,043	0,13	-	0,052	0,002	0,013
	08ХМФА	0,11	0,31	0,53	0,62	0,128	0,14	0,031	0,23	-	0,044	0,006	0,008
	09Г2С	0,10	0,55	1,33	0,13	-	0,13	-	0,16	-	-	0,008	0,011
Глава 4, Глава 5.1	08ХФА	0,09	0,20	0,44	0,52	0,003	0,12	0,034	0,11	0,02	0,088	0,002	0,011
Глава 5.1	08ХМФА	0,05	0,39	0,39	0,70	0,190	0,10	0,057	0,17	0,011	0,061	0,004	0,003
	05ХГБ	0,05	0,22	0,71	0,61	0,01	0,08	0,013	0,18	0,029	0,003	0,001	0,006
Глава 5.2	08ХМФА	0,06	0,29	0,75	0,74	0,140	0,09	0,023	0,14	0,024	0,085	0,001	0,004
	09Г2С	0,07	0,57	1,42	0,06	0,026	0,13	0,041	0,28	-	0,003	0,012	0,012
	05ХГБ	0,05	0,23	0,78	0,64	0,009	0,08	0,020	0,12	0,028	0,002	0,001	0,004

Образцы для исследований вырезались из труб Ø159x8 мм, Ø273x8 мм и Ø146x7 мм.

Выбор методов исследований определялся необходимостью в получении информации о взаимосвязи морфологии и структурного состояния с механическими свойствами и коррозионной стойкостью бейнитных сталей в нефтепромысловых средах.

В работе были использованы следующие методы исследований и испытаний, которые объединены в группы по назначению:

- химический анализ (атомно-эмиссионный оптический спектрометр ДФС-500);
- термическая обработка сталей проводилась в лабораторной электропечи сопротивления SNOL 3/1100, для закалки использовался бак с водой.
- металлографический анализ, включающий световую оптическую микроскопию (микроскоп фирмы GX51 фирмы “Olympus”); сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) на микроскопе XL-30 фирмы “Philips” с EDS анализатором EDAX, СЭМ на микроскопе SIGMA фирмы Karl Zeiss с камерой Hikari XP фирмы EDAX; просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ) на просвечивающем электронном микроскопе ЭМВ-100Л;
- рентгеноструктурный анализ для объёмного определения фазового состава и напряженного состояния (остаточные напряжения 2<sup>го</sup> и 3<sup>го</sup> рода и плотность дислокаций), выполнялся на дифрактометре Shimadzu Maxima XRD-7000S, идентификация кристаллических фаз определялась с помощью базы данных Shimadzu PDF2; полнопрофильный анализ дифрактограмм выполнялся по программе Jana 2006 методами ЛеБея и Ритвельда;
- фазовый рентгеноструктурный анализ продуктов коррозии на внутренней поверхности труб проводился с применением рентгеновского дифрактометра Дрон-3;
- механические свойства определялись: испытания на твердость по ГОСТ 9013 (на приборе твердости по Роквеллу ТОКЮО КОКИ и на твердомере по Роквеллу HR-150А); измерение микротвердости по ГОСТ 9450 (на микротвердомере ПМТ-3); испытания на одноосное растяжение по ГОСТ 1497 (на универсальных испытательных машинах ТРМ-П 100 С1 Tochline и Р5), испытания на ударную вязкость по ГОСТ 9454 (на маятниковом копре КМ-30);

- метод внутреннего трения (на резонансных установках РУВТ-ТПИ и ИДСМ-1 в КГц диапазона частот). Измерение и обработка данных проведены в Тульском государственном педагогическом университете в лаборатории механической спектроскопии профессора Чуканова А.Н.;
- сопротивление коррозионному разрушению: испытания на водородное растрескивание (ВР) (стандарт NACE TM 0284), испытания на сульфидное коррозионное растрескивание под напряжением (СКРН, метод А и D) (стандарт NACE TM 0177); на стойкость к углекислотной коррозии проводили по методике ООО «ИТ-Сервис», г. Самара (выдержка 400 часов в агрессивной среде 3,5 % хлоридов при 65 °С и 0,1 МПа CO<sub>2</sub>),
- оценка коррозионного утонения стенки трубы и оценка скорости общей коррозии по показаниям ультразвукового толщиномера «Булат 2».
- промышленные испытания нефтегазопроводных труб продолжительностью 24 месяца.

Экспериментальные исследования выполнены в аккредитованных лабораториях в соответствии с российскими и международными стандартами, с последующей компьютерной обработкой полученных результатов.

### Глава 3. Коррозионное разрушение нефтегазопроводных труб при длительной эксплуатации в агрессивных нефтепромысловых средах

Проведены сравнительные опытно-промышленные испытания (ОПИ) нефтегазопроводных труб из сталей 13ХФА, 08ХМФА и 09Г2С на Приобском месторождении Западной Сибири, среды которого характеризуются повышенным парциальным давлением CO<sub>2</sub>, минерализацией и содержанием хлорид-ионов. Схема байпасной линии показана на **рисунке 1**, химический состав транспортируемой среды приведен в **таблице 2**.

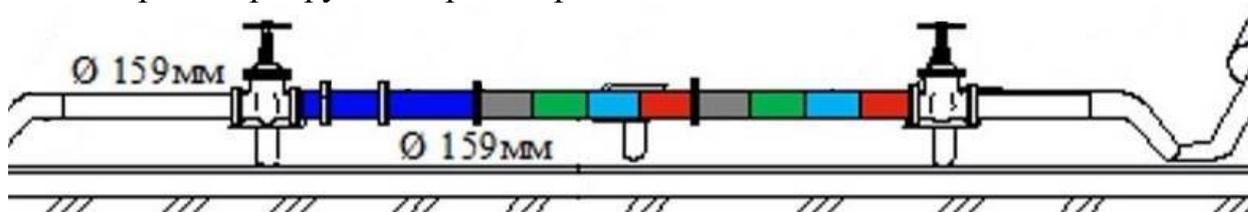


Рисунок 1 – Схема байпасной линии в составе действующего нефтепровода Приобского месторождения Западной Сибири

Таблица 2 – Характеристики транспортируемой среды

Температура, °С	H <sub>2</sub> O %	P <sub>max</sub> , кПа	Парциальное давление CO <sub>2</sub> , кПа	pH	Концентрация в воде H <sub>2</sub> S	Ионный состав водной фазы						
						Ca <sup>2+</sup>	Mg <sup>2+</sup>	K <sup>+</sup> + Na <sup>+</sup>	Cl <sup>-</sup>	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	HCO <sub>3</sub> <sup>3-</sup>	Минерализация
						мг/л						
56	86	1200	103,2	5,9	20	0,75	0,12	18,4	27,0	0,77	1,37	48,3

Трубы из стали марки 09Г2С подвергались нормализации с прокатного нагрева с температуры 900 °С, что обеспечило формирование феррито-перлитной микроструктуры (**рисунок 2а**). Трубы из сталей 13ХФА и 08ХМФА подвергнуты закалке выше A<sub>с3</sub> (920 °С) + закалке из

межкритического интервала температур ( $A_{C3}-A_{C1}$ ) ( $770^{\circ}\text{C}$ ) + высокотемпературному отпуску ( $600^{\circ}\text{C}$ ). Данная термическая обработка обеспечила получение группы прочности K52–K54. Эти трубы характеризуются повышенными значениями хладостойкости, трещиностойкости, стойкостью к водородному растрескиванию и сульфидно-коррозионному растрескиванию под напряжением. Микроструктура сталей 13ХФА и 08ХМФА (рисунк 2б, в) идентична по виду, однородна по толщине стенки и представлена зернами доэвтектоидного феррита, выделившимися в процессе закалки из МКИ, и зернами с ферритно-карбидной смесью, полученной при распаде бейнитных структур.

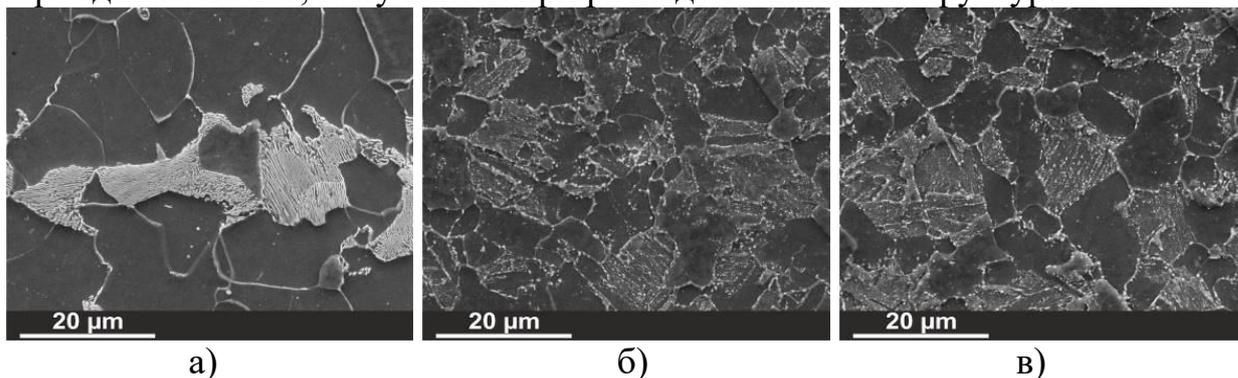


Рисунок 2 – Микроструктура металла труб: а - сталь 09Г2С, б – сталь 13ХФА, в – сталь 08ХМФА.

По окончании промысловых испытаний трубы демонтировали и разрезали на образцы для дальнейших исследований.

Максимальную скорость общей коррозии 1,5 мм/год наблюдали на трубах из стали 09Г2С. Скорость коррозии на сталях 13ХФА и 08ХМФА составляла 0,39 и 0,33 мм/год соответственно. Более значительные коррозионные повреждения проявлялись в локальной (язвенной) форме.

Преобладающим механизмом коррозионного разрушения нефтегазопроводных труб в данном случае являлась углекислотная коррозия, что подтверждают результаты рентгеноструктурного анализа продуктов коррозии (основная фаза  $\text{FeCO}_3$ ). Кроме карбонатов железа коррозионный слой содержит некоторое количество легирующих элементов Cr, Si, Mo в виде гидратированных соединений. Содержание хрома в продуктах коррозии в 5–9 раз выше, чем в составе стали. Карбидная фаза сталей не взаимодействует с агрессивными нефтепромысловыми средами и переходит в продукты коррозии, сохраняя расположение карбидов. Создается сложный по составу и строению слой продуктов коррозии, ограничивающий доступ коррозионной среды к металлу труб.

При эксплуатации устанавливается динамическое равновесие между процессами образования и разрушения защитного слоя продуктов коррозии, которое обуславливает интенсивность происходящих процессов коррозионного разрушения металла труб. Продукты коррозии можно условно разделить на три слоя (рисунк 3): нижний более плотный слой,

прилегающий к металлу трубы и верхние более поврежденные слои, контактирующие с коррозионной средой.

Кроме общей, наблюдается значительное проявление ускоренной локальной коррозии, проникающей на глубину до 2 мм (**рисунок 3**).

Несколько необычна и форма проявления такой коррозии. Коррозионные повреждения различных размеров и геометрии произвольно располагаются в виде отдельных фрагментов по объему приповерхностного слоя. На поперечном сечении (**рисунок 3в**) не просматривается прямой контакт фрагментов коррозионного разрушения с транспортируемой средой.

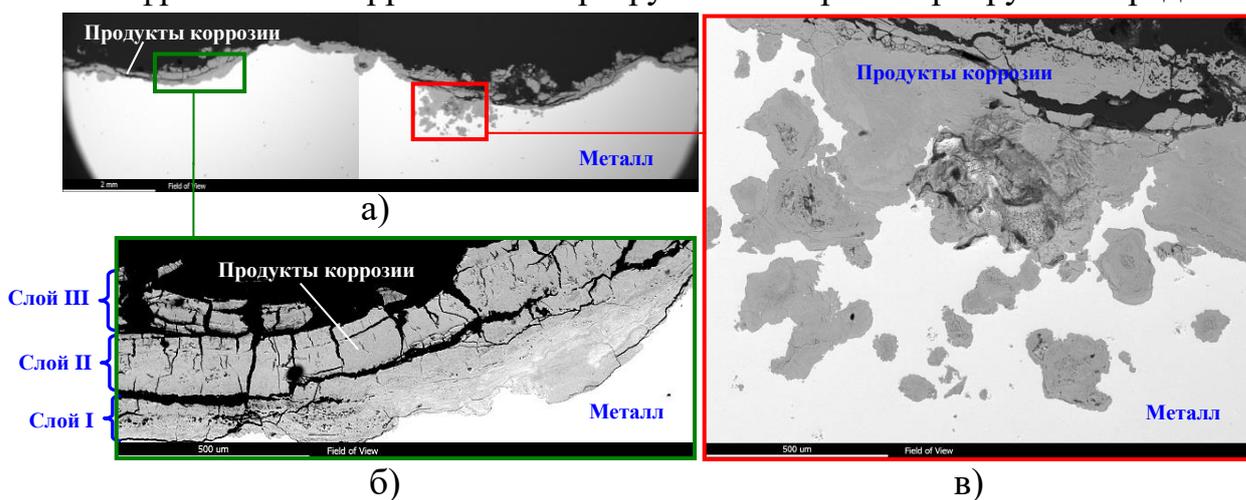


Рисунок 3 – Коррозионные повреждения и продукты коррозии труб из стали 13ХФА: а – общий вид; б – продукты коррозии; в – локальная коррозия.

Качественное описание механизма возникновения локальных ускоренных форм коррозии связывают с периодическим возникновением и удалением продуктов коррозии на отдельных участках корродирующего металла. Естественно, что кинетику процесса определяют факторы, вызывающие разрушение слоя продуктов коррозии. Одной из причин интенсификации разрушения продуктов коррозии и возникновения локальных форм ускоренного коррозионного разрушения является высокое содержание ионов хлора в коррозионной среде.

Химический анализ состава продуктов коррозии участков общей и локальной коррозии (**рисунок 4**) показал повышенное содержание кислорода, кремния и хрома. Хлор концентрируется на границе раздела продуктов коррозии и основного металла (**рисунок 4**). Особенность его расположения проявляется в наличии ярко выраженных тонких прослоек, глубоко внедряющихся в корродирующий металл. Такое расположение и воздействие хлора, по-видимому, обусловлено тем, что хлор имеет большой атомный радиус ( $R_{Cl}=1,40\text{Å}$  и  $R_{Fe}=1,26\text{Å}$ ), не растворяется в железе и концентрируется на поверхности металла, образуя хлориды железа, которые легко растворяются и вымываются коррозионной средой.

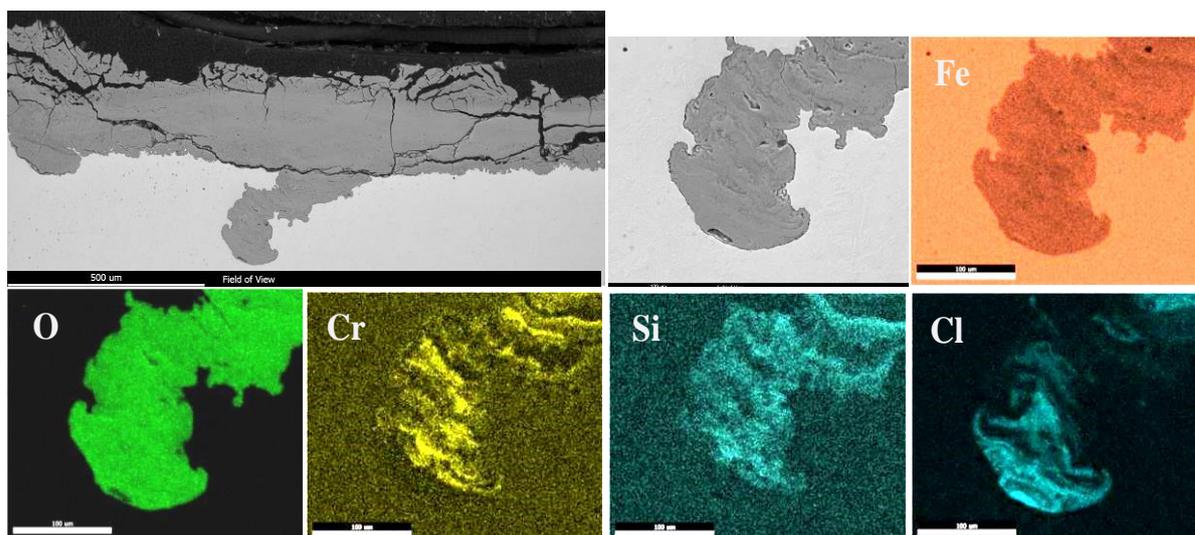


Рисунок 4 – Структура и состав продуктов коррозии труб из стали 08ХМФА.

Для изучения геометрических особенностей локального коррозионного разрушения был использован метод последовательной сошлифовки поверхностного слоя металла труб и построение объемного вида возникающих повреждений. Вокруг крупных язв расположены более мелкие повреждения и отдельные коррозионные фрагменты. Основные язвенные каналы, направленные вглубь металла, имеют многочисленные ответвления в виде более мелких каналов, соединяющих основные каналы, а в некоторых местах опережающие по скорости роста основные крупные язвенные повреждения.

Высокое содержание ионов хлора (27,0 г/л) в нефтепромысловых средах, содержащих  $\text{CO}_2$ , ускоряет процессы углекислотной коррозии и способствует ее переходу в локальную более агрессивную форму, при которой происходит объединение нескольких язв и образование протяженных каналов – так называемых «червоточин» и «червоточного» вида коррозионного разрушения. Схематично плоское сечение такого вида разрушения показано на **рисунке 5**.

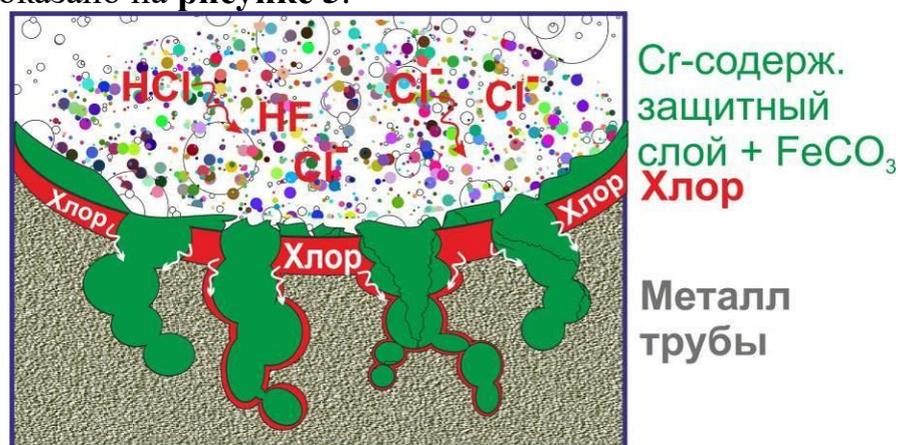


Рисунок 5 – Схематический вид коррозионных повреждений труб при локальной углекислотной коррозии в средах с высоким содержанием ионов хлора.

#### Глава 4. Эволюция структуры и изменение свойств бескарбидного реечного бейнита с ростом температуры отпуска.

Данная глава посвящена комплексному исследованию трансформации структуры, изменения механических свойств и коррозионной стойкости реечного бескарбидного бейнита с ростом температуры отпуска. Для исследования выбрана сталь 08ХФА. По химическому составу она соответствует стали 13ХФА (таблица 1), которая обладает, как показано в Главе 3, высокой коррозионной стойкостью в нефтепромысловых средах. Содержание углерода в стали 08ХФА по сравнению со сталью 13ХФА снижено с 0,14 до 0,09 вес.%), что исключает перитектическое превращение при кристаллизации, соответственно уменьшает вероятность образования горячих трещин, а также повышает коррозионную стойкость.

Согласно построенной термокинетической диаграмме распада переохлажденного аустенита стали 08ХФА, критические точки составляют:  $A_{c3}=920^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c1}=745^{\circ}\text{C}$ , бейнит образуется в стали в широком диапазоне скоростей охлаждения (до  $15^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ). Сплошная прокаливаемость, определенная методом торцевой закалки, обеспечивается на глубину 10 мм.

Термическая обработка проводилась по следующему режиму: нормализация с температуры  $940^{\circ}\text{C}$ , для обеспечения относительно гомогенного и идентичного структурного состояния всех образцов; далее закалка с температуры  $930^{\circ}\text{C}$  в воду комнатной температуры. Закаленные образцы подвергались отпуску в течение 30 минут при температурах  $200^{\circ}$ ,  $300^{\circ}$ ,  $400^{\circ}$ ,  $500^{\circ}$ ,  $600^{\circ}$ ,  $650^{\circ}$ ,  $700^{\circ}$  и  $730^{\circ}\text{C}$ .

Металлографический анализ показал, что после закалки формируется структура, представленная разнонаправленными бейнитными зернами, окруженными небольшим количеством избыточного феррита (рисунок 6), расположенного преимущественно по границам бывшего аустенитного зерна.

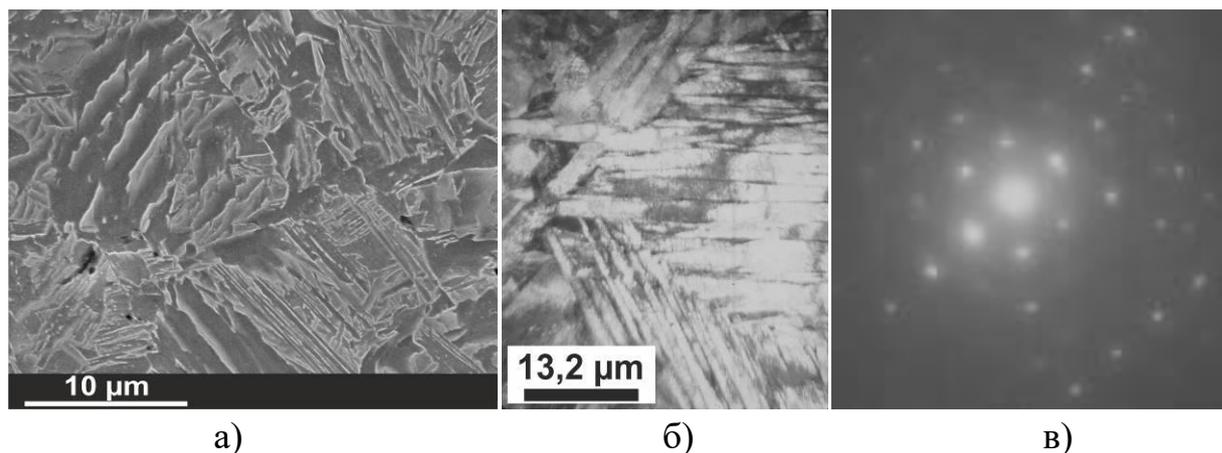


Рисунок 6 – Микроструктура стали 08ХФА после закалки с  $930^{\circ}\text{C}$  в воду: а – СЭМ, б – ПЭМ, в – дифракция.

Бейнит состоит из реек бейнитного феррита, по границам которого располагаются тонкие прослойки непревращенного (остаточного) аустенита. Преобладает упорядоченное чередование тонких реек феррита и прослоек

аустенита. Средняя ширина реек составляет  $\sim 400$  нм, с аустенитными прослойками шириной  $\sim 40$  нм. Количество остаточного аустенита не превышает 1%. При рентгеноструктурном анализе обнаруживались только его следы. Идентифицировать  $\gamma$ -фазу позволил микродифракционный анализ при электронной микроскопии на просвет (**рисунок 6б, в**).

С повышением температуры отпуска происходит последовательный переход бескарбидного реечного бейнита с избыточным ферритом по границам зерен в смесь феррита с глобулярными карбидными частицами.

Подробный металлографический анализ (**рисунок 7**) и исследования изменения плотности дислокации, остаточных напряжений и концентрации углерода в твердом растворе (**таблица 3**) позволили описать последовательность эволюции структурного состояния реечного бескарбидного бейнита с ростом температуры отпуска:

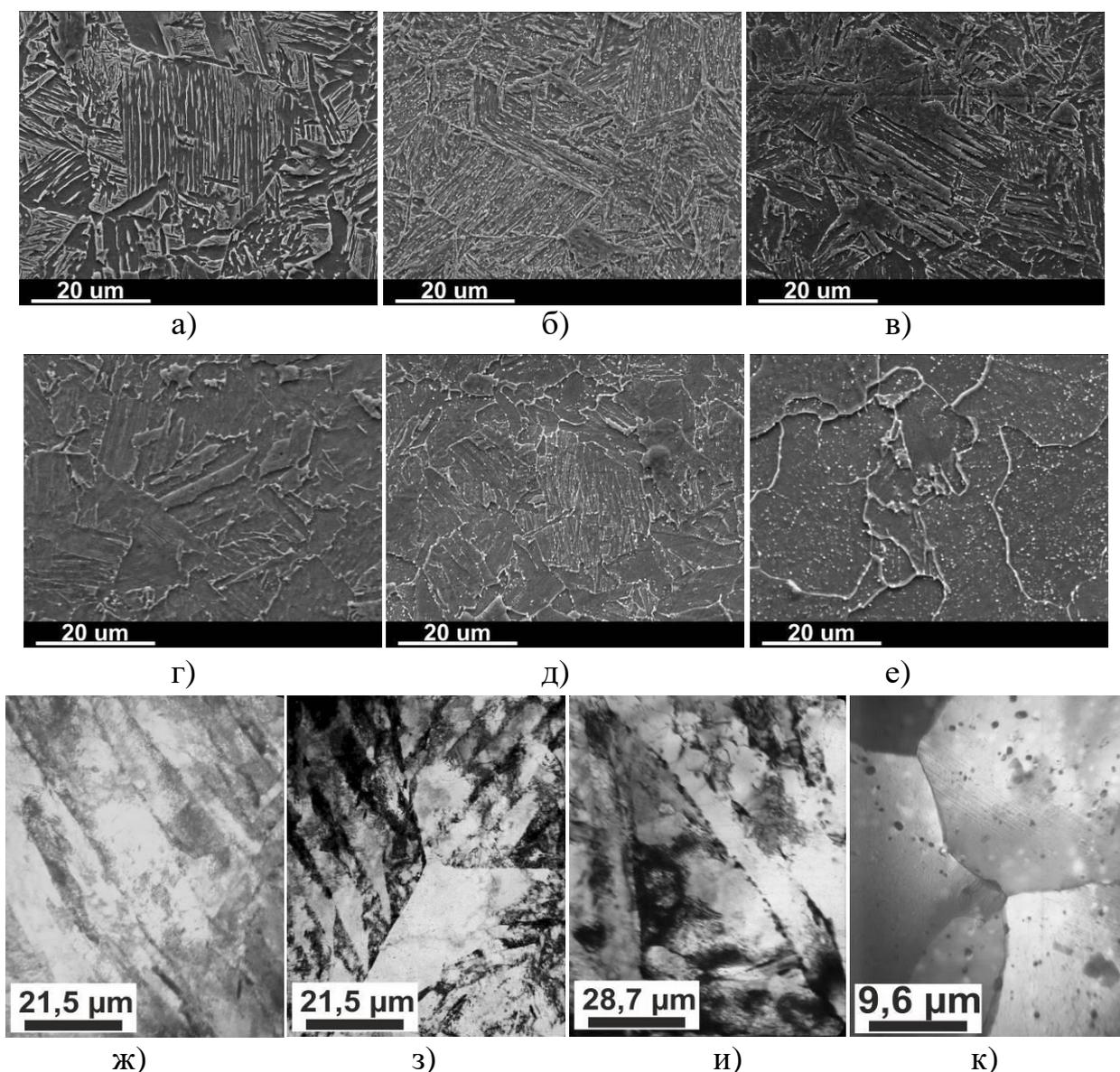


Рисунок 7 – Изменение микроструктуры закаленной стали 08ХФА с ростом температуры отпуска: а-е – СЭМ; ж-к – ПЭМ. а – отп. 200°С; ж - 300°С; б,з – 400°С; в,и – 500°С; г – 600°С; д – 700°С; е,к – 730°С.

- при 200°С исчезает непревращенный аустенит;
- при отпуске 300°С появляются первые выделения карбидов железа игольчатой формы;
- в интервале температур 400-500°С карбидные частицы появляются в объеме и на границах реек, происходит их коалесценция и сфероидизация, появляются цепочки карбидных включений на границах бейнитных реек. Резко снижаются остаточные напряжения 3-го рода, что свидетельствует о переходе углерода из кристаллической решетки в связанное состояние в виде карбидов. Развиваются процессы полигонизации, при этом плотность дислокаций практически не меняется;
- с температуры отпуска 600°С основным фактором, определяющим изменение структуры и свойств, является интенсивность процессов рекристаллизации. Возможны карбидные реакции замещения цементита на специальные карбиды;
- отпуск выше 700°С может вызвать вторичную рекристаллизацию и резкий рост зерна.

Таблица 3 – Изменение коррозионной стойкости, остаточных напряжений 3-го рода ( $\sigma_{ост III}$ ), плотности дислокаций ( $\rho$ ) и распределения углерода в стали 08ХФА с ростом температуры отпуска

Режим ТО: температура отпуска после закалки 930°С	Ост. напряжения 3го рода $\sigma_{ост III}$ , МПа	Плотность дислокаций $\rho \times 10^{14}$ , м <sup>-2</sup>	Углерода в объеме		Коррозионная стойкость				
			Высота макс. Снука, $Q^{-1}max \cdot 10^{-5}$	Концентра ция углерода, вес, %	ВР		СКРН		$V_{CO_2}$ мм/год
					CLR, %	CTR, %	$\sigma_{th}$ от $\sigma_T$ , %	$K_{ISSC}$ , МПа/м <sup>1/2</sup>	
-	300	5,1	-	<0,003	0	0	75	31,2	2,3
200°С	225	4,4	420	0,017	0	0	668 час.	32,5	1,8
300°С	220	4,1	-	<0,003	0	0	75	30,6	2,25
400°С	140	5,1	-	<0,003	0	0	75	31,0	1,8
500°С	91	4,7	-	<0,003	0	0	75	56,9	1,65
600°С	71	5,2	292	0,0117	0	0	75	58,4	1,75
650°С	-	-	-	-	0	0	75	-	-
700°С	64	2,8	-	-	0	0	75	61,8	1,9
730°С	-	-	-	-	0	0	75	-	-
Нормализация 940°С	130	2,0	-	-	-	-	-	-	-

Сталь 08ХФА в закаленном состоянии со структурой реечного бескарбидного бейнита имеет высокие значения показателей прочности и пластичности (таблица 4). Характеристики прочности ( $\sigma_b$  и  $\sigma_T$ ) практически не меняются до температур отпуска 400°С, характеристики пластичности ( $\delta$  и  $KCV^{50}$ ) не меняются или увеличиваются с ростом температуры отпуска. Интенсивное снижение  $\sigma_b$  и  $\sigma_T$  начинается с температуры отпуска 600°С и обусловлено развитием процессов рекристаллизации. При отпуске выше 700°С за первичной рекристаллизацией следует вторичная и вырастает крупное зерно (рисунок 7). Стойкость к ВР и СКРН остаются относительно высокими во всем температурном интервале отпуска. Следует отметить, что температура отпуска практически не влияет на стойкость стали к CO<sub>2</sub>–

коррозии (**таблица 3**). Это подтверждает идентичность зависимостей изменения концентрации  $Fe^{+2}$  в испытательной среде от времени проведения коррозионных испытаний для всех образцов.

Таким образом, сталь 08ХФА со структурой речного бескарбидного бейнита может при рациональном выборе режимов последующего отпуска обеспечивать высокую работоспособность нефтепромыслового оборудования.

## **Глава 5. Освоение бейнитных структур в производстве труб нефтяного сортамента.**

Представления о связи структурного состояния и свойств стали 08ХФА расширены на весь класс низкоуглеродистых сталей с бейнитной закаливаемостью и разработаны технологические режимы изготовления из исследуемых сталей нефтегазопроводных и обсадных труб с повышенными эксплуатационными свойствами.

Для исследований выбраны стали 08ХМФА и 05ХГБ, наиболее распространенные из сталей последнего поколения, используемых для производства нефтегазопроводных труб. Химический состав приведен в **таблице 1**. Они отличаются от стали 08ХФА более низким содержанием углерода (с 0,09 до 0,05 вес.%), что повышает коррозионную стойкость. В сталь 08ХМФА добавлено 0,2% Мо, что уменьшает размер зерна и несколько повышает прочность. Сталь 05ХГБ дополнительно легирована ниобием и обладает повышенной свариваемостью, благодаря оптимальному соотношению Mn/Si. Сравнение термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита трех исследуемых сталей показало идентичность и близость температурных интервалов происходящих структурных превращений. Более широкий диапазон скоростей охлаждения, формирующих бейнитные структуры, имеет сталь 08ХМФА. Все стали обладают сплошной прокаливаемостью на глубину до 10 мм.

Образцы сталей 08ХМФА и 05ХГБ, как и стали 08ХФА, подвергались закалке с 920°С в воду и последующему отпуску при 200, 300, 400, 500, 600 и 700°С.

После закалки в воду стали имеют один вид структуры с близкими параметрами структурного состояния (**рисунок 8а, б**). Процессы трансформации структуры представлены на примере одной стали – 08ХМФА с более высокой коррозионной стойкостью (**рисунок 8**). Для наглядности стрелками показаны основные структурные изменения (выделение карбидов и начало рекристаллизации), определяющие изменение свойств. Происходящие структурные превращения при отпуске сталей 08ХМФА и 05ХГБ не отличаются от подробно описанных изменений в стали 08ХФА.

Механические свойства, остаточные напряжения, плотность дислокаций и скорость углекислотной коррозии для сталей 08ХФА, 08ХМФА и 05ХГБ в закаленном состоянии и их изменение с ростом температуры отпуска сведены в **таблицу 4**.

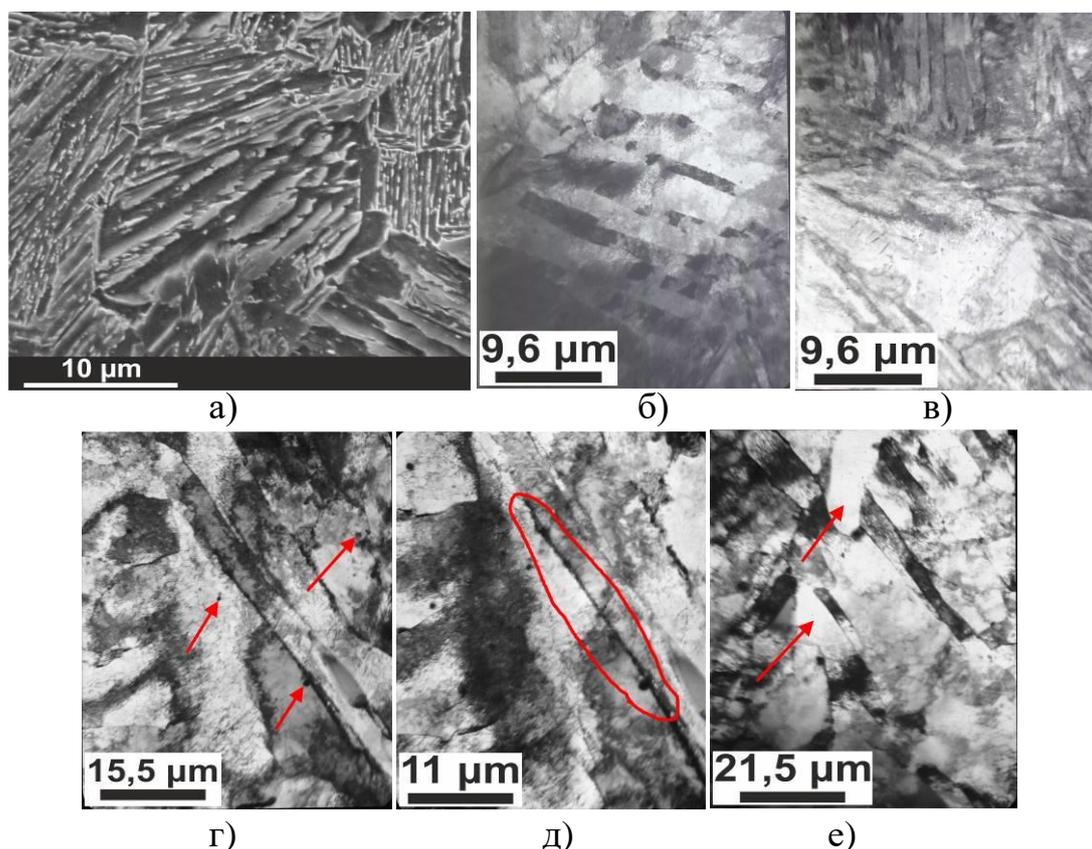


Рисунок 8 – Микроструктура стали 08ХМФА после закалки и ее изменения с ростом температуры отпуска: а – закалка в воду (СЭМ), б – закалка в воду (ПЭМ, светлопольное изображение); в – отпуск 300°С; г – отпуск 400°С (стрелками показаны глобулярные карбиды); д – отпуск 500°С (обведены цепочки карбидов); е – отпуск 600°С (стрелками показаны зародыши рекристаллизации).

Для исследуемых сталей после закалки характерно сочетание высоких прочностных и пластических свойств. Прочностные свойства ( $\sigma_B$  и  $\sigma_T$ ) практически мало изменяются при отпуске до температуры 400°С. Резкое разупрочнение проявляется с температуры отпуска 600°С. В целом, общий характер изменения механических свойств для трех исследуемых сталей идентичен.

#### ***Нефтегазопроводные трубы***

Приведенные механические свойства (таблица 4) показали, что исследуемые стали со структурой речного бескарбидного бейнита обеспечивают группу прочности К60 по ГОСТ 20295-85 для сварных труб после закалки в воду и после всех температур отпуска в интервале до 600°С. Для получения группы прочности К60 ТТТ-01.02.04-01 коррозионностойких и хладостойких труб рекомендуются следующие температуры отпуска: сталь 08ХФА с более высоким содержанием углерода (0,09%) ~ 600°С, сталь 08ХМФА ~ 500°С и 05ХГБ ~ 300°С (выделены в таблице 4).

Характерным является то, что для сталей со структурой речного бескарбидного бейнита во всем температурном диапазоне отпуска (700°С), при существенном изменении структуры стойкость к углекислотной

коррозии практически не меняется (таблица 4). Это можно связать с тем, что хром, находящийся в твердом растворе, оказывает преобладающее влияние на пассивирующие свойства продуктов коррозии и его количество в интервале температур отпуска не меняется.

Таблица 4 – Изменение механических и коррозионных свойств, остаточных напряжений и плотности дислокаций сталей 08ХФА, 08ХМФА, 05ХГБ с ростом температуры отпуска

Марка стали	Режим термообработки	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	KCV -50 Дж/см <sup>2</sup> (ДВС)	Ост. напр. 3-го рода, МПа	Плотн. дисл., $\rho \cdot 10^{14}$ , м <sup>-2</sup>	V <sub>CO<sub>2</sub></sub> , мм/год
08ХФА	Закалка 930°C	830	740	22,0	230 (100%)	300	5,1	2,30
	930°C + отпуск 200°C	820	710	19,0	240 (100%)	225	4,4	1,83
	930°C + отпуск 300°C	810	730	17,5	240 (100%)	220	4,1	2,24
	930°C + отпуск 400°C	785	690	18,0	252 (100%)	140	5,1	1,79
	930°C + отпуск 500°C	710	645	18,5	260 (100%)	91	4,7	1,65
	930°C + отпуск 600°C	680	605	22,0	260 (100%)	71	5,2	1,75
	930°C + отпуск 700°C	615	535	25,0	-	64	2,8	1,94
08ХМФА	Закалка 930°C	775	700	19,5	180 (80%)	190	4,0	1,20
	930°C + отпуск 200°C	780	650	19,0	215 (100%)	200	4,7	1,25
	930°C + отпуск 300°C	785	660	18,0	200 (100%)	180	4,5	1,30
	930°C + отпуск 400°C	760	650	19,5	215 (100%)	120	4,2	1,60
	930°C + отпуск 500°C	710	635	20,0	235 (100%)	-	-	1,69
	930°C + отпуск 600°C	685	605	21,5	250 (100%)	86	3,4	1,41
	930°C + отпуск 700°C	590	520	23,5	270 (100%)	63	3,6	1,40
05ХГБ	Закалка 930°C	605	490	29,0	290 (100%)	570	5,4	2,07
	930°C + отпуск 200°C	-	-	-	-	-	-	-
	930°C + отпуск 300°C	590	500	29,0	315 (100%)	460	4,9	2,07
	930°C + отпуск 400°C	560	470	27,0	330 (100%)	215	4,7	1,93
	930°C + отпуск 500°C	530	430	28,0	314 (100%)	90	4,5	1,93
	930°C + отпуск 600°C	510	420	27,0	325 (100%)	45	4,0	1,40
	930°C + отпуск 700°C	-	-	-	-	-	-	-
<b>Требования ГОСТ 20295-85 (для сварных прямошовных и спиральношовных труб)</b>								
Группа прочности K60		≥588	≥412	≥16	-	-	-	-
<b>Требования Газпромнефть ТТТ-01.02.04-01, для низколегированных коррозионностойких и хладостойких труб в CO<sub>2</sub>-содержащих средах (Группа 4) (БЕСШОВНЫЕ трубы)</b>								
Группа прочности K60		590-740	≥460	≥20	≤90	-	-	-

Полученные результаты стабильно высокой стойкости к углекислотной коррозии сталей со структурой речного бескарбидного бейнита позволяют более обоснованно выбирать режимы термообработки. В производстве труб из низкоуглеродистых низколегированных сталей с бейнитной закаливаемостью вместо традиционной термообработки (обычная или двухкратная закалка + высокий отпуск) можно использовать закалку из аустенитной области в воду + средний отпуск, что обеспечивает сочетание более высоких прочностных свойств с высокой коррозионной стойкостью в агрессивных нефтепромысловых средах. Средний отпуск в сталях со структурой речного бескарбидного бейнита позволяет сохранить высокие прочностные свойства, снимает наиболее опасные остаточные напряжения и обеспечивает формирование карбидной фазы. Исключить отпуск или ограничиться низкотемпературным отпуском можно для труб, работающих в средах с низким содержанием H<sub>2</sub>S, и контроле стойкости к СКРН.

### Обсадные трубы

Рассматривалась возможность получения обсадных труб группы прочности K55 по стандарту API 5CT из сталей с бейнитной закаливается, которые характеризуются требованием контроля разности между временным сопротивлением и пределом текучести  $\sigma_B - \sigma_T \geq 103$  МПа. В качестве объектов исследования использовались низкоуглеродистые экономно-легированные стали 08ХМФА, 05ХГБ и 09Г2С. Химический состав сталей приведен в таблице 1. Все исследуемые стали подвергались термической обработке по режиму закалка + отпуск.

По нашему мнению, получить высокую разность пределов прочности и текучести возможно на основе двухфазных сталей, в данном случае это бейнит + феррит. Соответственно, в качестве варьируемого параметра термической обработки была выбрана температура закалки. Нагрев под закалку 900°С отвечает однофазному аустенитному состоянию. Температуры 860, 830 и 800°С соответствуют межкритическому интервалу температур (аустенит + феррит). При снижении температуры закалки доля более пластичной ферритной составляющей возрастает.

Температуры последующего отпуска выбирались в интервале: 500°С – 600°С в зависимости от уровня прочностных свойств. Время изотермической выдержки в печи при отпуске составляло 30 минут. Полученные значения механических свойств после термической обработки приведены в **таблице 5**.

Таблица 5 – Результаты механических испытаний.

Марка стали	Режим термообработки	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_T/\sigma_B$	$\delta_5$ , %	Разность $\sigma_B - \sigma_T$ , МПа
08ХМФА	Закалка 900С в воду	875	755	0,86	19,0	120
	Закалка 860С в воду	790	655	0,83	20,0	125
	Закалка 830С в воду	740	555	0,75	24,0	185
	Закалка 800С в воду	730	565	0,78	22,0	165
	Закалка 900С в воду + отпуск 500С	745	680	0,91	18,0	65
	<b>Закалка 860С в воду + отпуск 550С</b>	<b>675</b>	<b>545</b>	<b>0,81</b>	<b>23,0</b>	<b>130</b>
	<b>Закалка 830С в воду + отпуск 500С</b>	<b>655</b>	<b>520</b>	<b>0,79</b>	<b>23,0</b>	<b>135</b>
	Закалка 800С в воду + отпуск 500С	625	510	0,82	26,0	115
09Г2С	Закалка 900С в воду	1150	1030	0,90	16,5	120
	Закалка 860С в воду	1110	990	0,89	16,5	120
	Закалка 830С в воду	900	760	0,84	17,0	140
	Закалка 800С в воду	835	670	0,80	20,5	165
	Закалка 900С в воду + отпуск 500С	835	795	0,95	20,0	40
	Закалка 860С в воду + отпуск 600С	665	585	0,88	22,0	80
	Закалка 830С в воду + отпуск 500С	690	585	0,85	25,0	105
	Закалка 800С в воду + отпуск 500С	640	505	0,79	25,5	135
05ХГБ	<b>Закалка 900С в воду</b>	<b>690</b>	<b>520</b>	<b>0,75</b>	<b>26,0</b>	<b>170</b>
	Закалка 860С в воду	610	450	0,74	30,0	160
	Закалка 830С в воду	605	455	0,75	26,0	150
	Закалка 800С в воду	595	445	0,75	28,5	150
	Закалка 900С в воду + отпуск 500С	575	485	0,84	27,0	90
	Закалка 830С в воду + отпуск 500С	515	410	0,80	25,0	105
Требования API 5CT, гр прочности K55						
$\geq$		<b>655</b>	<b>379</b>	-	<b>13</b>	<b>103</b>
$\leq$		-	<b>552</b>	-	-	-

Сталь 09Г2С не обеспечивает получение необходимых свойств обсадных труб. Сталь 05ХГБ в закаленном состоянии (закалка с температуры 900°С) имеет предел прочности 690 МПа, предел текучести 520 МПа, и разность пределов – 170МПа, что соответствует требованиям свойств К55. При закалке в воду стали 05ХГБ с температур 920–880°С доля ферритной фазы составляет 60-70 %. Для стали 08ХМФА получение требуемых свойств группы прочности К55 обеспечивают следующие режимы: закалка 860°С в воду + отпуск 550°С и закалка 830°С в воду + отпуск 500°С. При этих температурах закалки доля ферритной составляющей также находится в пределах 60-70 %.

На основе проведенных исследований подобраны режимы термической обработки, позволившей получить обсадные трубы группы прочности К55 из низкоуглеродистых низколегированных сталей 05ХГБ и 08ХМФА. Использование этих сталей значительно повышает коррозионную стойкость обсадных труб в агрессивных нефтепромысловых средах.

## **ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ**

1. Ионы хлора в местах концентрации на границе раздела металл-продукты коррозии вызывают интенсивное коррозионное разрушение. Скорость локальной коррозии более чем в четыре раза превышает скорость общей коррозии.

2. Коррозионные повреждения при локальной углекислотной коррозии имеют сложную объемную конфигурацию, состоящую из многочисленных протяженных каналов, и названы «червоточной» коррозией.

3. По увеличению стойкости к углекислотной коррозии в средах с высоким (27,0 г/л) содержанием ионов хлора исследуемые стали располагаются в следующей последовательности: 09Г2С→13ХФА→08ХМФА. Сталь 09Г2С из-за интенсивного коррозионного разрушения практически не пригодна к работе в углекислотной среде. Сталь 08ХМФА, с более низким углеродом и дополнительно легированная молибденом, наиболее стойкая к локальной коррозии.

4. Показана последовательность эволюции структуры и изменении свойств речного бескарбидного бейнита с ростом температуры отпуска.

5. Распад прослоек непревращенного аустенита в бейнитной структуре стали 08ХФА происходит при низком отпуске (200°С). Подвижность углерода обеспечивает кинетику этого превращения.

6. Прочностные свойства речного бескарбидного бейнита практически не меняются при отпуске до 400°С. Значительное разупрочнение начинается при нагреве выше 600°С и обусловлено развитием процессов рекристаллизации.

7. Стойкость к углекислотной коррозии речного бескарбидного малоуглеродистого бейнита (стали 08ХФА, 08ХМФА и 05ХГБ) мало зависит от температуры отпуска.

8. Закалка и последующий отпуск низкоуглеродистых низколегированных сталей с бейнитной закаливаемостью формируют структурное состояние, обеспечивающее сочетание высоких механических свойств и высокой коррозионной стойкости в нефтепромысловых средах.

9. Для сталей 08ХФА, 08ХМФА и 05ХГБ предложены режимы термической обработки, обеспечивающие получение нефтегазопроводных труб группы прочности К60 и повышенной коррозионной стойкости.

10. Показано, что сочетание высоких прочностных и пластических свойств ( $\sigma_b - \sigma_T \geq 103 \text{ МПа}$ , требования К55 по API 5СТ) достигается при определенном соотношении бейнитной и ферритной составляющей стали.

11. Получение обсадных труб группы прочности К55 обеспечивают следующие режимы термической обработки: для стали 05ХГБ – закалка в воду с температуры фазового превращения  $A_{c3}$ ; для стали 08ХМФА – закалка с температур середины МКИ и последующий отпуск.

## **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ ОПУБЛИКОВАНО В 13 ПЕЧАТНЫХ РАБОТАХ, ИЗ НИХ:**

**В рецензируемых изданиях, рекомендованных ВАК РФ и журналах из баз цитирования Scopus:**

1. Выбойщик М. А., Зырянов А. О., Федотова А. В., Грузков И.В. Углекислотная коррозия нефтепромысловых труб в средах, насыщенных  $H_2S$  и  $Cl$  // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2019. № 2 (48). С. 6-17 (*издание, рекомендованное ВАК РФ*).

2. Выбойщик М. А., Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Ревякин В.А., Грузков И.В. Деградация и разрушение нефтегазопроводных труб в средах с высоким содержанием углекислого газа и ионов хлора // Деформация и разрушение материалов. 2020. №. 4. С. 29-36 (*издание, рекомендованное ВАК РФ*).

Mikhail Vyboischik, Andrej Ioffe, Tamara Tetueva, Viktor Revjakin, Igor Gruzkov. Degradation and failure of pipes from an oil-and-gas pipeline in media with a high content of carbon dioxide and chlorine ions. Russian Metallurgy (Metally), 2020, T.2020, P1162-1170 (*Scopus*).

3. Казадаев Д.С., Грузков И.В., Маслякова А.А. Влияние режимов термической обработки на механические свойства и стойкость сталей нефтепромысловых труб в модельной  $CO_2$  - содержащей среде // Научно-технические технологии в машиностроении. 2022. - №10 (136). С. 3-9 (*издание, рекомендованное ВАК РФ*).

4. Выбойщик М.А., Грузков И.В., Чистопольцева Е.А., Тетюева Т.В. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистого бейнита в стали 08ХФА // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. №7. С.8-16 (*издание, рекомендованное ВАК РФ*).

Vyboishchik, M. A., Gruzkov, I. V., Chistopol'tseva, E. A., & Tetyueva, T. V. (2023). Formation of Structure and Properties of Low-Carbon Bainite in Steel 08KhFA. *Metal Science and Heat Treatment*, 65(7), 400-409 (*Scopus*).

5. Выбойщик М.А., Чистопольцева Е.А., Кудашов Д.В., Федотова А.В., Грузков И.В. Изменение структуры и свойств речного бескарбидного бейнита стали 05ХГБ в процессе отпуска. //Деформация и разрушение материалов. 2023. № 8. С. 31-39 (*издание, рекомендованное ВАК РФ*).

6. Выбойщик М.А., Грузков И.В. Коррозионно-механическое разрушение бейнитных структур в нефтепромысловых средах // *Frontier Materials & Technologies*. 2024. № 3. С. 17–29 (*издание, рекомендованное ВАК РФ*).

*Научное издание*

Грузков Игорь Викторович

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук на тему:

Использование бейнитных структур в производстве труб нефтяного сортамента

Автореферат отпечатан с разрешения объединенного диссертационного совета 99.2.039.02 на базе ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет» и ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени С.П. Королева»

(протокол №10 от «14» октября 2024 г.)

Формат 60×84 1/16. Набор компьютерный.

Усл. печ. л. 1,00. Тираж 100 экз. Заказ № \_\_\_\_\_.

ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет»,  
Отдел типографии и оперативной печати

443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244.