

Восточно-Казахстанский технический университет им. Д. Серикбаева

УДК 621.03

На правах рукописи

ТАБИЕВА ЕРКЕЖАН ЕРКІНБЕКҚЫЗЫ

**Изменение структуры и свойств поверхности колесной стали при
электролитно-плазменной поверхностной закалке**

6D072300 – Техническая физика

Диссертация на соискание степени
доктора философии (PhD)

Научные консультанты

PhD, ассоциированный профессор
НАО «ВКТУ имени Д.Серикбаева»
Уазырханова Г.К.

PhD, ассоциированный профессор,
директор ТОО «PlasmaScience»
Рахадиллов Б.К

PhD, ассоциированный профессор
Wroclaw University of Science and
Technology Piotr Kowalewski

Республика Казахстан
Усть-Каменогорск, 2022

СОДЕРЖАНИЕ

| | |
|--|-----------|
| НОРМАТИВНЫЕ ССЫЛКИ..... | 4 |
| ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ..... | 5 |
| ВВЕДЕНИЕ..... | 7 |
| 1 СОВРЕМЕННОЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ О ФАЗОВО- СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ..... | 12 |
| 1.1 Состояние существующих способов поверхностной термической обработки сталей..... | 12 |
| 1.2 Физические основы технологии плазменной обработки поверхности стали в водном растворе электролита..... | 17 |
| 1.3 Структурно-фазовые превращения ферритно-перлитных сталей при плазменном поверхностном упрочнении..... | 20 |
| 1.4 Постановка задач..... | 23 |
| Выводы по разделу..... | 23 |
| 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ..... | 24 |
| 2.1 Материал исследования..... | 24 |
| 2.2 Подготовка образцов для электролитно-плазменной поверхностной закалки..... | 24 |
| 2.3 Оптическая металлография..... | 25 |
| 2.4 Дифракционный рентгеноструктурный анализ..... | 25 |
| 2.5 Растровый элементный анализ..... | 27 |
| 2.6 Просвечивающая электронная микроскопия..... | 30 |
| 2.6.1 Приготовление образцов для исследования..... | 31 |
| 2.6.2 Определение средних размеров зерен и структурных составляющих α -фазы и остаточного аустенита..... | 32 |
| 2.6.3 Определение объемных долей структурных составляющих..... | 35 |
| 2.6.4 Определение средних размеров частиц вторых фаз, и их объемной доли..... | 36 |
| 2.6.5 Определение скалярной плотности дислокаций..... | 37 |
| 2.6.6 Определение избыточной плотности дислокаций и амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки..... | 38 |
| 2.6.7 Оценки дальнедействующих полей напряжений..... | 41 |
| 2.7 Метод исследования коррозионной стойкости..... | 41 |
| 2.8 Методы измерения микротвердости и прочностных характеристик..... | 45 |
| 2.9 Трибологические испытания | 49 |
| Выводы по разделу..... | 51 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 3 | ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ МАРКИ 2 В РЕЗУЛЬТАТЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ | 52 |
| 3.1 | Способ электролитно-плазменной поверхностной закалки..... | 52 |
| 3.2 | Изменение поверхностной твердости и глубины упрочненного слоя стали марки 2 при электролитно-плазменной поверхностной закалке.. | 55 |
| 3.3 | Влияние электролитно-плазменной поверхностной закалки на коррозионную стойкость и прочностные характеристики колесной стали..... | 58 |
| 3.4 | Влияние электролитно-плазменной поверхностной закалки на трибологические свойства колесной стали..... | 60 |
| | Выводы по разделу..... | 64 |
| 4 | СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ МАРКИ 2 ДО И ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ..... | 65 |
| 4.1 | Исходная субструктура колесной стали марки 2..... | 65 |
| 4.2 | Количественные параметры тонкой структуры стали марки 2 до электролитно-плазменной поверхностной закалки..... | 75 |
| 4.3 | Структура и фазовый состав приповерхностной зоны колесной стали после электролитно-плазменной поверхностной закалки..... | 76 |
| 4.4 | Структура и фазовый состав колесной стали на расстоянии 100 мкм от поверхности | 92 |
| 4.5 | Количественные параметры структурно-фазового состояния стали марки 2 после поверхностной закалки..... | 97 |
| | Выводы по разделу | 101 |
| | ЗАКЛЮЧЕНИЕ | 103 |
| | СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ..... | 106 |
| | ПРИЛОЖЕНИЕ А Патент на полезную модель «Способ упрочнения железнодорожных колес»..... | 117 |
| | ПРИЛОЖЕНИЕ Б Акт о внедрении результатов диссертационной работы в учебный процесс НАО «ВКТУ им.Д.Серикбаева»..... | 118 |

НОРМАТИВНЫЕ ССЫЛКИ

В данной диссертационной работе использованы ссылки на следующие стандарты:

- ГОСТ 395-96 – Бандажи из углеродистой стали для подвижного состава железных дорог широкой колеи и метрополитена.
- ГОСТ 5639-82 – Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.
- ГОСТ 9450-76 – Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников.
- ГОСТ-23.208-79 – Метод испытания материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы.

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

| | |
|-----------------|---|
| ВКТУ | – Восточно-Казахстанский технический университет |
| ВКУ | – Восточно-Казахстанский университет |
| НИЦ | – Научно-Исследовательский центр |
| ИПиТ | – Инженерия поверхности и трибология |
| ТГАСУ | – Томский Государственный архитектурно-строительный университет |
| МОН РК | – Министерство образования и науки Республики |
| ЭППЗ | – электролитно-плазменная поверхностная закалка |
| ОЦК | – объемно-центрированная кубическая решетка |
| ГЦК | – гранецентрированная кубическая решетка |
| ОНГ | – ось наклона гониометра |
| ПЭМ | – просвечивающий электронный микроскоп |
| РФА | – рентгенофазовый анализ |
| СЭМ | – сканирующий электронный микроскоп |
| θ_{hkl} | – угол дифракции |
| λ | – длина волны излучения |
| a | – параметр кристаллической решетки |
| (hkl) | – индексы отражения |
| (D) | – средний размер зерен, измеренных по отдельным изображениям микрошлифа |
| \bar{d} | – средний размер зерна, определенный по отдельному изображению участка микрошлифа |
| P_V | – доля площади, занятая соответствующей структурной составляющей |
| P_S | – доля объема, занятая соответствующей структурной составляющей |
| ρ | – скалярная плотность дислокаций |
| M | – увеличение микрофотографии |
| t | – толщина фольги |
| n_1, n_2 | – число пересечений дислокациями горизонтальных линий |
| l_1, l_2 | – число пересечений дислокациями вертикальных линий |
| ρ_{\pm} | – избыточная плотность дислокаций |
| ρ_+ | – плотность положительно заряженных дислокаций |
| ρ_- | – плотность отрицательно заряженных дислокаций |
| χ | – амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки |
| Δl | – смещение экстинкционного контура |
| $\Delta\varphi$ | – угол наклона фольги |
| \bar{g} | – вектор действующего отражения |
| b | – вектор Бюргерса |
| τ_{δ} | – величина далекодействующих полей напряжения |

| | |
|----------------------|--|
| G | – модуль сдвига |
| α_c | – коэффициент Струнина |
| a_α, a_γ | – текущий параметр решетки |
| a_α^0 | – параметр решетки чистого α -Fe |
| a_γ^0 | – параметр решетки чистого γ -Fe |
| ΔV_α | – объемная доля α -фазы |
| ΔV_γ | – объемная доля γ -фазы |
| П | – перлит |
| НФ | – нефрагментированный феррит |
| ФФ | – фрагментированный феррит |
| Р | – пакетный мартенсит |
| Пл | – пластинчатый низкотемпературный мартенсит |
| ВП | – пластинчатый высокотемпературный мартенсит |

ВВЕДЕНИЕ

Общая характеристика работы. Диссертационная работа посвящена изучению влияния электролитно-плазменной поверхностной закалки на структурно-фазовые состояния, трибологические и механические свойства стали марки 2, которая широко используется для изготовления колесных пар железнодорожного транспорта.

Актуальность. Развитие современной машиностроительной отрасли связано с разработкой новых материалов, внедрением инновационных технологий и оборудования, в том числе с созданием новых способов повышения эксплуатационных свойств деталей машин и механизмов. Основные эксплуатационные свойства деталей машин – износостойкость, прочность, коррозионная устойчивость в значительной мере определяются состоянием их поверхностного слоя, определяемого технологией изготовления так как, вследствие поверхностного разрушения при изнашивании выходит из строя 60-80 % изделий машиностроения [1]. Для многих деталей железнодорожного транспорта, строительных, дорожных и сельскохозяйственных машин, металлургического, прессового оборудования долговечность и надежность работы лимитируется главным фактором – износом и контактно усталостными дефектами рабочих поверхностей. Изнашивание сопровождается изменением формы, размеров и состояния поверхностей деталей, что приводит к снижению функциональных свойств и производительности технологического промышленного оборудования, возрастанию вероятности отказа. Материалом большинства изделий машиностроения продолжают оставаться стали и чугуны [1, с. 3]. Поэтому повышение износостойкости сплавов железа является одной из самых важных и актуальных задач технической физики.

Существует достаточно большое количество различных технологических методов повышения качества поверхностей деталей. Наиболее распространенными из них являются, гальванические и химические методы нанесения покрытий, наплавка, напыление, химико-термическая обработка, поверхностная закалка токами высокой частоты, поверхностная закалка концентрированными потоками энергии (плазменная, электронно-лучевая и лазерная) и т.д [2]. Среди них, самым перспективным методом поверхностного упрочнения сплавов железа является поверхностная закалка концентрированными потоками энергии. Однако широкое внедрение некоторых способов поверхностной закалки концентрированным потоком энергии, а именно, лазерной и электронно-лучевой, сдерживается высокой стоимостью и сложностью оборудования, недостаточными его надежностью и производительностью, необходимостью использования вакуума, специальных помещений с особыми требованиями, потребностью в квалифицированном обслуживании, высокими эксплуатационными расходами [3]. Поэтому, для широкого внедрения по своим технико-экономическим показателям и результатам сравнительного анализа рекомендован способ плазменной

поверхностной закалки, который лишен указанных выше недостатков [4]. Плазменная поверхностная закалка успешно развивается в последние годы и находит все большее применение в различных отраслях промышленности, в частности широко применяется для термической обработки деталей железнодорожного транспорта (пятника грузового вагона, надрессорная балка и боковая рама тележки, бандаж и т.д.) [5].

Являющаяся одним из разновидностей плазменной закалки – электролитно-плазменная поверхностная закалка последнее время развивается и интенсивно изучается. Данный метод характеризуется меньшей энергоемкостью, простотой технологического оборудования и большими размерами упрочненной зоны [6]. Достоинствами метода являются достаточно большая производительность процесса и возможность упрочнять детали большой массы и сложного профиля, а степень упрочнения сравнима с плазменной закалкой.

Общеизвестно что ресурс деталей выполненных из стали определяется показателями их служебных характеристик (начиная от химического состава материала до условия в которых должна осуществляться эксплуатация той или иной детали), наибольшая часть которых напрямую зависит от структурно-фазового состояния материала. Работ, посвященных изучению структурно-фазовых превращений в колесной стали при плазменной поверхностной закалке очень мало и они не охватывают в полной мере вопросы структурообразования. При этом, в литературе отсутствуют данные об обработке колесной стали электролитно-плазменной закалкой, что требует проведения комплексных экспериментальных работ для определения дальнейшего применения данного метода для упрочнения бандажей колесных пар. Вместе с этим, несмотря на имеющееся количество работ по электролитно-плазменной обработке сплавов железа, недостаточно изучены количественные характеристики тонкой структуры сталей после электролитно-плазменной поверхностной закалки.

В связи с вышеизложенным, тема диссертационной работы, посвященная разработке способа упрочнения колесной стали и изучению закономерностей формирования тонкой структуры, фазового состава и физических основ трибологических свойств упрочненного поверхностного слоя при электролитно-плазменной поверхностной закалке стали марки 2, является актуальной.

Целью диссертационной работы является разработка способа электролитно-плазменной поверхностной закалки, выбор оптимального режима упрочнения обеспечивающего повышение механических и трибологических свойств и дальнейшее исследование микроструктуры, фазового состава и тонкой структуры упрочнённой стали марки 2.

В соответствии с поставленной целью были сформулированы основные **задачи исследования**:

1. Разработать способ и оптимальный режим электролитно-плазменной поверхностной закалки материала железнодорожного бандажа из колёсной стали марки 2;

2. Исследовать изменение механических и трибологических свойств поверхностных слоев стали марки 2 до и после электролитно-плазменной поверхностной закалки;

3. Изучить особенности формирования структурно-фазового состава стали марки 2 при электролитно-плазменной поверхностной закалке;

4. Количественно определить параметры тонкой структуры исходной и закаленной в электролитной плазме стали марки 2.

Предмет исследования – фазовый состав, тонкая структура, механические и трибологические свойства модифицированных слоев стали марки 2 после электролитно-плазменной поверхностной закалки.

Объект исследования – сталь марки 2 до и после воздействия электролитной плазмой, электролитно-плазменная технология обработки.

Методы исследования. Согласно поставленным задачам использовали такие методы анализа: растровая электронная микроскопия (SEM); просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ); рентгеновский микроанализ с дисперсией по энергии (EDS); рентгено-структурный анализ (XRD); измерения микротвердости, испытания на износостойкость и коррозионную стойкость.

Научная новизна.

– Разработан способ обработки колесной стали электролитно-плазменной поверхностной закалкой в водном растворе электролита.

– Получены новые экспериментальные данные о влиянии электролитно-плазменной поверхностной закалки на структурно-фазовые состояния стали марки 2.

– Впервые изучены особенности формирования тонкой структуры приповерхностного и переходного слоёв стали марки 2 после электролитно-плазменной поверхностной закалки и были рассчитаны количественные характеристики структурно-морфологических составляющих.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Электролитно-плазменный катодный нагрев в электролите из водного раствора, содержащего 10 % карбамида $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$ и 20 % карбоната натрия Na_2CO_3 , при напряжении 300 В и плотности тока 10-12А/см² приводят к получению модифицированного поверхностного слоя колесной стали с повышением износостойкости в 2,5 – 3,8 раза и увеличением твердости до 3,5 ГПа.

2. В стали марки 2 после электролитно-плазменной поверхностной закалки образуется пакетный, пластинчатый низкотемпературный и пластинчатый высокотемпературный мартенсит с объемными долями ~ 60%, ~ 10% и ~ 30%, соответственно, а так же образуются частицы карбидов специального типа M_{23}C_6 , расположенные на границах мартенситных кристаллов, со средним размером ~5 нм.

3. Электролитно-плазменная поверхностная закалка стали марки 2 приводит к изменению количественных характеристик и параметров тонкой структуры поверхностного слоя: плотность дислокации увеличивается от

$2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $2,24 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, выполняются условия $\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\delta}$, которые препятствуют образованию микротрещин в материале.

Научная и практическая значимость работы.

Показана возможность применения результатов исследования для поверхностной обработки материала бандажа колесных пар и других деталей железнодорожного транспорта с целью повышения их эксплуатационных свойств, что подтверждается патентом №5365 РК МПК С21D 1/09 (2020/0348.2).

Результаты исследования тонкой структуры и свойств стали марки 2, параметры субструктуры, выявленные в настоящей работе, которые оказывают существенное влияние на поверхностное упрочнение стали, могут быть использованы как учебный материал в курсе лекции по физике конденсированного состояния, материаловедения и поверхностного упрочнения материалов для развития теории структурно-фазовых превращений в сталях (акт внедрения в учебный процесс от 25.01.2022 для подготовки бакалавров и магистрантов по ОП «Техническая физика» НАО «ВКТУ им.Д.Серикбаева»).

Разработанный метод модификации поверхностного слоя может быть применен для упрочнения поверхностных слоёв деталей машин, оборудования железнодорожного транспорта с целью увеличения ресурса работы от 2.5 до 4.0 раз.

Связь работы с научно-исследовательскими проектами.

Диссертационная работа выполнена в НАО «ВКТУ им. Д.Серикбаева», НАО «ВКУ им. С. Аманжолова» и в Томском государственном архитектурно-строительном университете в рамках реализации госбюджетного проекта грантового финансирования по теме «Исследования и разработка инновационных технологий получения износостойких материалов для изделий машиностроения», гос.рег. №0118РК00989, финансируемый Комитетом науки МОН РК по Договору №197 от 16.03.2018 г.

Личный вклад автора заключается в проведении большинства экспериментальных и теоретических исследований, обработке результатов измерений, их анализе на основе существующих представлений физики конденсированного состояния и физического материаловедения.

Достоверность и обоснованность. Исследования проводились путем зарекомендованных неоднократно методов исследования с применением современного оборудования и инновационных подходов. Обсуждение полученных результатов на каждом этапе исследования докладывались на научных семинарах кафедры, также результаты представлялись на международных и региональных конференциях, симпозиумах с участием ведущих специалистов данной области. Полученные результаты проходили проверку на достоверность путем рецензирования при издании в периодических международных научных журналах и докладах международных конференций, входящих в базы Thomson Reuters и Scopus. Также результаты исследования прошли положительную проверку в патентном бюро Республики Казахстан, на основании чего автором был получен патент на полезную модель.

Апробация диссертационной работы. Результаты, полученные в диссертационной работе, докладывались и обсуждались на 5 научно-технических конференциях и семинарах, в том числе:

1. Международная научно-практическая конференция «XXXVIII-th Autumn Tribology School» (2019, Вроцлав);

2. 11-я Международная научная конференция «Хаос и структуры в нелинейных системах. Теория и эксперимент» (2019, Караганда);

3. VI Международная научно-практическая конференция «Наука и образование в современном мире: вызовы XXI века» (2020, Нур-Султан);

4. XVII Международная научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Перспективы развития фундаментальных наук» (2020, Томск);

5. XVI Международная школа-семинар «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах» (2020, Барнаул).

Кроме того, основные результаты докладывались и обсуждались на научных семинарах докторантов ВКТУ им. Д. Серикбаева.

Публикации: По материалам диссертационной работы опубликовано 12 печатных работ в том числе 2 статьи в рецензируемых зарубежных научных журналах с импакт-фактором входящих в базу данных Scopus и Web of Science, 4 в изданиях, рекомендованных Комитетом по обеспечению качества в сфере образования и науки МОН РК и 5 работ в материалах Международных и Республиканских научных конференций и 1 патент на полезную модель Республики Казахстан.

Объем и структура диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, 4 разделов, заключения и списка использованных источников из 144 наименований, содержит 120 страниц основного компьютерного текста, включая 61 рисунка и 12 таблиц.

1 СОВРЕМЕННОЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ О ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

В данной главе представлен аналитический обзор литературных источников, посвященных исследованиям по скоростному нагреву сталей с помощью различных источников тепла, в частности, по плазменному поверхностному упрочнению материалов [7-15]. Рассмотрены результаты исследований проведенных экспериментальных работ по поверхностному упрочнению рабочих поверхностей стальных деталей с использованием различных способов и технологий, применяемых во время изготовления или в процессе их эксплуатации [16-23], а также представлен теоретический анализ работ в области структурно-фазовых превращений среднеуглеродистых сталей и приведены физические основы электролитно-плазменного поверхностного упрочнения [24-31]. Предложены подходы к усовершенствованию технологии электролитно-плазменной поверхностной закалки в водном растворе электролита.

1.1 Состояние существующих способов поверхностной термической обработки сталей

В настоящее время способы поверхностного упрочнения материалов путем формирования в них наноразмерных фаз малоизучены, хотя они очень перспективны, особенно при модификации поверхностных слоев плазменной закалкой, так как особенно эффективно наноструктурированные состояния достигаются при высоких скоростях нагрева и при малом времени воздействия высоких температур. Исследования, направленные на установление закономерностей формирования основных типов структур в материалах позволяют целенаправленно применять определенные режимы поверхностной закалки для обеспечения необходимого комплекса эксплуатационных свойств, поэтому являются актуальными [7].

Решение вопросов повышения надежности и долговечности ответственных изделий, работающих в экстремальных условиях при переменных контактных, ударных, статических нагрузках, требует применение современных высокопрочных материалов и конструкционных решений. Обеспечить необходимые параметры изделия можно и путем изменений состояния поверхностного слоя стали. Существует большое количество традиционных технологических процессов обработки (закалки) поверхностей, которые имеют свои особенности, преимущества и недостатки, но в последние десятилетия большое внимание уделяется высокоэнергетическим методам улучшения поверхности сталей и, несмотря на многочисленные публикации, механизмы упрочнения металлов и сплавов нельзя считать выясненным полностью [8].

Разработка перспективных технологий, направленных на совершенствование традиционных и создание новых методов воздействия на

поверхность для придания ей требуемых условиями эксплуатации свойств, бесспорно, одна из актуальных задач современной науки и техники [9].

Традиционные технологии термической и химико-термической обработки деталей машин и инструментов предназначены для объемной обработки поверхности и не позволяют выполнять локальную обработку быстро изнашиваемых участков [10].

Наряду с металлургическими методами и термической обработкой в условиях заводов-изготовителей для повышения срока службы деталей рассматривается и местное поверхностное упрочнение изнашиваемых поверхностей с использованием различных технологий, применяемых как при изготовлении, так и в процессе эксплуатации. При этом для широкого внедрения из всех существующих способов упрочнения (газопламенный, токами высокой частоты, плазменный, электронно-лучевой и лазерный) по своим технико-экономическим показателям и результатам сравнительного анализа рекомендованы плазменная и магнитоплазменная поверхностная закалка [11-13].

Однако технологии плазменной и магнитоплазменной поверхностной закалки требуют применения специального дорогостоящего оборудования, создания специальных участков обработки и экономически целесообразны только при массовом, крупносерийном производстве. Наряду с выше перечисленными методами одним из перспективных является электролитно-плазменная поверхностная закалка, которая является наиболее экономичным и производительным методом. Данная технология характеризуется меньшей энергоемкостью, простотой технологического оборудования и большими размерами упрочненной зоны [14]. Достоинствами метода являются достаточно большая производительность процесса и возможность упрочнять детали большой массы и сложного профиля, а степень упрочнения сравнима с плазменной закалкой [15].

Общеизвестно что ресурс деталей выполненных из стали определяется показателями их служебных характеристик (начиная от химического состава материала до условия в которых должна осуществляться эксплуатация той или иной детали), наибольшая часть которых напрямую зависит от структурно-фазового состояния материала [16].

Работы, посвященные инженерии поверхностных слоев колесной стали в литературе за последние несколько десятилетия (с 1970г) единицы [17-20] и они не охватывают в полной мере вопросы структурообразования. Вместе с этим, несмотря на имеющееся количество работ по плазменной закалке, недостаточно изучен вопрос электролитно-плазменной поверхностной закалки в водном растворе электролита, и так же не изучены количественные характеристики тонкой структуры колесной стали марки 2 ферритно-перлитного класса что делают настоящую работу актуальной для применения в машиностроительной, железнодорожной и производственных отраслях нашей страны.

В настоящее время электролитно-плазменные технологии интенсивно изучаются во многих научных и производственных коллективах, что свидетельствует об актуальности исследований и востребованности их результатов промышленностью [21].

Современные технологии поверхностного упрочнения металлов и сплавов с использованием концентрированных потоков энергии (КПЭ), таких как лазерный луч [23, 24], электронный луч [25], плазменная дуга [26–29], характеризуются высокими скоростями нагрева и охлаждения, кратковременностью и локальностью воздействия на металл. Основные требования со стороны промышленных предприятий при использовании новых упрочняющих технологий на базе КПЭ связаны с повышением прочности, износо- и коррозионной стойкости деталей машин и инструментов [30–33]. Имеющиеся в литературе сведения дают противоречивую информацию о перспективах внедрения технологий упрочнения в различные отрасли [34–37]. Каждый из авторов той или иной технологии дает субъективную оценку перспективности своей разработки, находя недостатки в других способах упрочнения. Кроме того, теория и практика обработки металлов концентрированными потоками энергии еще далеки от совершенства.

Одни из первых работ по концентрированным потокам энергии, в частности, по плазменному поверхностному упрочнению, были выполнены в Иркутском политехническом институте под руководством профессора В.Н. Матханова. В первых работах [38–40] особенности нагрева и охлаждения металлов и сплавов концентрированным потоком энергии лишь констатировались без дальнейшего исследования. Принципиально новых структур и фаз в металлах при экстремальных скоростях нагрева и охлаждения по сравнению с печной термообработкой, закалкой токами высокой частоты, сваркой обнаружено не было.

Получаемые структуры в зоне воздействия внешне практически не отличались от традиционных, наблюдаемых в оптических и электронных микроскопах [41,42], по мнению авторов, в целом все выглядело соответствующим классической теории фазовых и структурных превращений.

В то же время отмечалась высокая твердость и степень дисперсности образующихся структур, неоднородность их распределения по ширине и глубине поверхностного слоя [43,44].

В работах [45–47] были выдвинуты новые гипотезы фазовых превращений с позиции неравновесной термодинамики и приведены результаты соответствующих экспериментальных исследований, так же была предпринята попытка построения физической основы теории и практики плазменного поверхностного упрочнения авторами работ.

В работах [48,49] впервые сформулированы общие вопросы плазменного упрочнения, поставлены цели исследований и намечены задачи, требующие решения для успешного внедрения в производство реальных технологий плазменного упрочнения. В этих работах отмечен важный факт, что

поверхностное упрочнение КПЭ металлов – это не классическая объемная термообработка со стабильными критическими точками A_{c1} и A_{c3} , стадией гомогенизации, критическими скоростями охлаждения, термокинетическими диаграммами. Теоретические концепции, принятые для классической термообработки металлов, используются при анализе процессов структурообразования в поверхностном слое металла только в качестве ориентира для исследования и дальнейшей интерпретации результатов [50,51].

Поверхностное упрочнение металлов и сплавов КПЭ – это междисциплинарная отрасль научных исследований имеющая, с одной стороны, много общего с отмеченными основными процессами, а с другой стороны – принципиальные отличия и закономерности [52].

Ряд работ по плазменному упрочнению направлен на решение технологической задачи повышения твердости конкретной марки стали, из которого изготовлена та или иная деталь [53-55].

Большая часть исследований в этой области выполнена на оборудовании имеющем принципиальные конструктивные и технологические особенности: плазмотроны с межэлектродными вставками [56], разные плазмообразующие газы и среды [57-59], разные технологические режимы – струя или дуга прямой или обратной полярности [60,61], трехфазная дуга, вакуумная дуга с разной техникой исполнения, с магнитным или механическим расширением струи (дуги), стелющаяся или отраженная плазменная струя [62,63].

Отдельным направлением работ в области плазменного упрочнения металлов и сплавов является поверхностное модифицирование и легирование с использованием плазмообразующих сред и элементов. Использование жидких сред в качестве носителей легирующих элементов при плазменном поверхностном упрочнении рассмотрено в работах [64]. Проводя плазменное упрочнение через жидкую среду, есть возможность насыщать поверхностный слой различными легирующими элементами (азот, углерод, бор, кремний и т.д.), а также снижать остаточные деформации и напряжения.

Плазменное циклическое упрочнение рассмотрено в работе [65], где приведены исследования по изменению структуры в упрочненном слое в зависимости от количества циклов нагрева для углеродистых и легированных сталей. Приведены результаты испытаний на износостойкость большого количества марок сталей и чугуна. В этой работе раскрывается механизм структурообразования в упрочненном слое в процессе многоциклового нагрева и охлаждения, способствующего получению структур полной закалки в упрочненном слое. Более подробно вопрос структурообразования при плазменном упрочнении рассмотрен в работах [66-68] и авторы делают выводы о параметрах технологического процесса по конечной структуре упрочненного слоя.

В работе [69] рассматривается кинетика роста и охлаждения аустенита в процессе плазменного нагрева и аргументируется, что скорость нагрева существенно влияет на размер аустенитного зерна: чем выше скорость

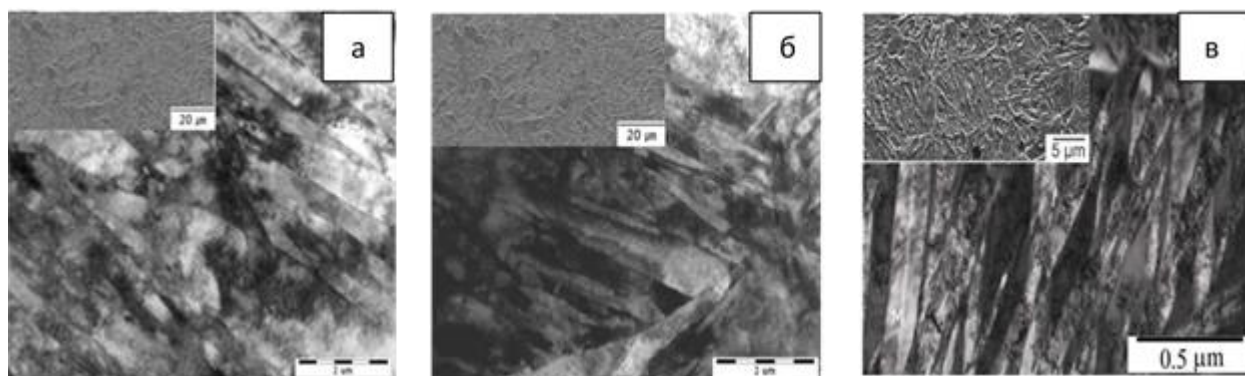
плазменного нагрева, тем меньший размер аустенитного зерна при нагреве, следовательно, при охлаждении получается высокодисперсный мартенсит. В связи с этим предложенные технологические термограммы позволяют регулировать рост зерна аустенита.

Авторы работ [70], исследуя структуру закаленных углеродистых сталей после плазменной закалки, фиксируют большое количество остаточного аустенита в упрочненном слое. По их мнению, это связано с незавершенностью процесса закалки. Результаты работы показывают, что для регулирования доли остаточного аустенита необходимо использовать циклическую обработку [71].

В промышленности широко применяются технологии электронно-лучевого упрочнения металлов с использованием углеродосодержащих паст и обмазок [72].

В отличие от этого способа плазменная поверхностная закалка возможна как в режиме микроплавления поверхности [73], так и без него, что недостижимо для способов электроннолучевого легирования. Визуализация процесса плазменного поверхностного упрочнения в режиме дуги показала, что для каждой марки стали существует диапазон режимов, когда оплавления поверхности не происходит [74].

Представленная информация показывает конкурентоспособность технологии плазменного поверхностного упрочнения металлов и сплавов в сравнении с другими источниками концентрированной энергии. В то же время разнородность технологий и оборудования для плазменной обработки приводит к разной информации о процессах структурообразования в поверхностном слое металла. Результаты сравнительной оценки различных способов поверхностного упрочнения суммированные в работе [75], приведены на рисунке 1.1 и в таблице 1.



а – при электронной; б – лазерной и плазменной закалке; в – в режиме дуги
(верхний снимок в углу РЭМ, общий снимок ПЭМ)

Рисунок 1.1 – Сравнение микроструктур мартенсита в упрочненном слое стали 65Г [51, с.6]

Рассмотренные результаты теоретических и экспериментальных работ в области плазменного упрочнения представляют задел для конкретных

технологий поверхностного упрочнения деталей машин и инструментов. В частности, в работах [76] рассмотрены вопросы упрочнения конкретных деталей из сталей 30ХГСА, 40Х, 45, 65, 65Г.

Впервые эффект наноструктурирования поверхностного слоя после плазменной закалки был обнаружен при разработке технологии плазменного упрочнения рельсовой стали и детально рассмотрен в работах [77]. Показано, что наноструктурирование поверхностного слоя металла в процессе плазменного упрочнения зависит от использованных режимов [78].

В работах [79,80] предложены новые технологические приемы нагрева деталей машин и инструментов, позволяющие на наноуровне структурировать поверхностный слой металла. В развитие данной темы выполнен комплекс работ и исследований с целью разработки конкретной технологии плазменного упрочнения гребня бандажа [81].

Результаты проведенных исследований в перечисленных работах с разными видами и технологиями поверхностных упрочнении показывают неоспоримые преимущества плазменного поверхностного упрочнения по сравнению с остальными как с точки зрения экономической составляющей, так и со стороны ресурсосбережения.

1.2 Физические основы технологии плазменной обработки поверхности стали в водном растворе электролита

Развитие научно-технического прогресса в различных сферах экономики требует широкого внедрения в промышленность новых эффективных и экономичных технологических процессов упрочнения материалов, основанных на достижениях современной науки и техники [82]. Одним из перспективных направлений, существенно расширяющих технологические возможности процесса глубокой переработки металлопродукции путем упрочняющей термической обработки, является использование высококонцентрированных потоков энергии (лазерной, плазменной, электроннолучевой и др.). Однако широкое внедрение большинства известных способов упрочняющей термической обработки высококонцентрированным потоком энергии, а именно, лазерной, электронно-лучевой, катодно-ионной, сдерживается высокой стоимостью и сложностью оборудования, недостаточными его надежностью и производительностью, необходимостью использования вакуума, специальных помещений с особыми требованиями, потребностью в квалифицированном обслуживании, высокими эксплуатационными расходами.

В отличие от перечисленных выше процессов технология поверхностного электролитно-плазменного поверхностного упрочнения металлов лишена указанных выше недостатков, успешно развивается в последние годы и находит все большее применение в различных отраслях промышленности. Практика показывает, что для продления эксплуатационного ресурса тяжело-нагруженных деталей и узлов рациональным по параметрам универсальности, доступности, экологичности и экономической эффективности является поверхностная

плазменная закалка. Не изменяя параметров шероховатости поверхности, такая упрочняющая термообработка легко встраивается в технологический процесс восстановления деталей, малозатратна, достаточно производительна и позволяет эффективно увеличить их эксплуатационную стойкость [83].

В электролитно-плазменной технологии обрабатываемое изделие является анодом или катодом, к нему подводится соответствующий положительный или отрицательный потенциал от источника питания, а противоположным электродом служит рабочая ванна. В зависимости от приложенного напряжения при прохождении электрического тока через водный раствор электролита [84].

Имеющиеся экспериментальные данные свидетельствуют, что классические законы электрохимии выполняются только при низких значениях плотностей тока и напряжения на электродах [85]. Более общей является физическая картина, когда после превышения критических значений электрических параметров вокруг металлического электрода образуется газоплазменное облако, оттесняющее электролит от поверхности электрода. При этом возникает многофазная система металл–плазма–газ–электролит, в которой носителями зарядов служат не только ионы, но и электроны, а явления, происходящие в приэлектродной области, не укладываются в рамки классической электрохимии. Прохождение электрического тока через электролитную ячейку, содержащую два металлических электрода, один из которых имеет гораздо меньшую поверхность, чем второй, при постепенном повышении напряжения на электродах приводит к различным фазам или режимам процесса, которые можно проследить на вольт-амперной характеристике системы активный электрод–электролит (рисунок 1.2).

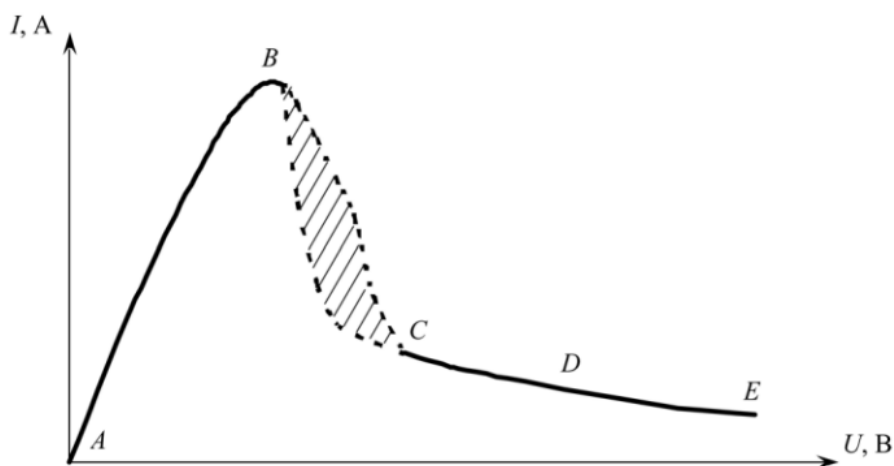


Рисунок 1.2 – Вольт-амперная характеристика системы активный электрод–электролит [85, с.20]

Участок АВ на рисунке 1 представляет собой обычный процесс электролиза, при котором происходит перенос ионов металла и наблюдается газовыделение в

зависимости от состава электролита и материала электродов, и описывается классической электрохимией. Данный участок на вольт-амперной характеристике имеет линейную зависимость тока от напряжения, что означает постоянную величину электрического сопротивления межэлектродного промежутка.

С повышением напряжения на электродах до 60–70 В устанавливается переходный или коммутационный режим (участок ВС), когда вокруг активного электрода периодически, с частотой порядка 100 Гц, образуется пароплазменная оболочка, приводящая к запиранию тока в течение 10^{-4} с [86]. Из за непрерывного изменения электрического сопротивления приэлектродной области каждому значению напряжения соответствует область возможных значений тока. В момент размыкания цепи возникает импульс напряжения по закону самоиндукции. Величина напряжения в коммутационном режиме может иметь переменный характер. Образующаяся нейтральная газовая оболочка периодически пробивается возникающим импульсом напряжения. После пробоя активный электрод вновь соприкасается с жидким электролитом и процесс повторяется.

При напряжении более 200 В, указанный на рисунке 1.2 участком CD вокруг активного электрода образуется устойчивая пароплазменная оболочка, характеризующаяся малыми колебаниями тока при постоянном напряжении. В этой области напряжений происходит процесс электролитно-плазменной обработки.

Падающий характер вольт-амперной характеристики в этом участке можно рассматривать как возрастание сопротивления цепи с увеличением напряжения. Рост сопротивления объясняется увеличением толщины парогазовой оболочки.

Сплошная пароплазменная оболочка имеет толщину порядка 50 мкм и постоянно изменяет свою форму [87]. Электрический ток протекает через сложную систему металл – плазма – газ – электролит.

При дальнейшем повышении напряжения возрастает интенсивность свечения электрических разрядов что приводит к увеличению толщины пароплазменной оболочки и отрыву по всей поверхности активного электрода, что сопровождается уменьшением значения тока в 2-2,5 раза. Устанавливается электрогидродинамический режим в котором температура активного электрода падает до 100°C и исчезает эффект. Исследования показали [85, с.25], что наступление электрогидродинамического режима зависит от концентрации электролита. С увеличением концентрации раствора это режим устанавливается при меньшем напряжении.

Плотность тока — это основной параметр, который надо контролировать в процессе ЭПО. Обычно, для достижений необходимых условий для плазменного электролиза, плотность тока устанавливается в пределах $0,01\text{--}0,3$ А/см². Согласно первому закону Фарадея, это определяет скорость роста покрытия. По мере роста покрытия, напряжение увеличивается сначала быстро, затем медленно, пока не установятся постоянные условия плазмы. Критическая

скорость изменения напряжения соответствует установлению искрового разряда на поверхности электрода. Эта величина очень зависит от характеристик комбинации металл–электролит и обычно располагается в интервале 120–350 В. На первой стадии процесса наблюдается искрение в виде однородного белого света, окружающего электрод. По мере роста покрытия оно меняется и предстает в виде отдельных желтых искр, которые быстро движутся через поверхность. Постепенно плотность искр уменьшается, однако их мощность увеличивается. Наконец, появляются несколько красных пятен, медленно движущихся через поверхность. Время от времени эти мощные дуги приводят к колебаниям тока и повреждению покрытия. Поэтому, как только обнаруживают такие дуги, процесс немедленно заканчивают. ЭПО можно проводить с использованием как анодной, так и катодной поляризации изделия [85, с.67].

1.3 Структурно-фазовые превращения ферритно-перлитных сталей при плазменном поверхностном упрочнении

Несмотря на различие физических процессов, лежащих в основе того или иного способа поверхностного упрочнения металлов (плазменного, лазерного, электронно-лучевого и т.д.), для всех характерна общая особенность – на рабочей упрочненной поверхности металла протекают фазовые и структурные превращения [88].

Рассмотрим основные, общие моменты теории упрочнения ферритно-перлитных сталей. Как известно [89], прочностные характеристики любых видов стали зависят от свойства структурных составляющих этой стали, в нашем случае феррита и перлита как основной составляющей структуры колесных сталей.

Феррит, в зависимости от степени его легирования другими элементами такими как кремний, марганец, фосфор может иметь различную степень упрочнения. На сегодняшний день можно сказать, что такие не карбидообразующие элементы, как фосфор, кремний и никель целиком входят в состав феррита, молибден и хром частично растворены в феррите, тогда как марганец может полностью растворяться в феррите. Наиболее упрочняющий эффект связан с углеродом растворенным в решетке α -Fe. Прочность структурной составляющей также зависит и от размеров зерна и определяется зависимостью Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_i + K_d^{-1/2}, \quad (1)$$

Величина:

σ_i – в ферритно-перлитных сталях характеризуется напряжением трения решетки α -Fe, твердорастворным упрочнением, упрочнением за счет образования перлита, деформационным упрочнением, дисперсионным упрочнением.

$K_d^{-1/2}$ – зернограничное упрочнение.

Влияние данных параметров на предел текучести ферритно-перлитных сталей линейно аддитивный, по этому может быть просуммирован. Для более глубокого понимания процессов происходящих во время структурообразования далее используем первичные обозначения такие как феррит и карбид железа (цементит) Fe_3C , которые являются основными составляющими в колесных сталях.

В первом приближении вклад решетки равен $2 \cdot 10^{-4}G$, где G -модуль сдвига. Вклад решетки может быть оценен соотношением:

$$G_{\text{дисл}} = \alpha_1 \cdot M \cdot G \cdot \rho_v^{1/2}, \quad (2)$$

где α_1 – коэффициент, зависящий от характера распределения и взаимодействия дислокации;

M – численный коэффициент;

b – вектор Бюргера $\sim 0,25$ нм;

ρ_v – плотность дислокации в объеме зерна.

Для определения плотности решеточных дислокации используется метод просвечивающей электронной микроскопии или рентгеноструктурный анализ исследуемого материала.

Карбид железа (цементит) имеет сложную ромбическую решетку, элементарная ячейка которго состоит из 72 атома Fe и 24 атома C, с плотно упаковонной структурой где атомы железа расположены в междоузельях атомами углерода, что обеспечивает между Fe_3C и γ -Fe хорошее ориентационное и структурное соответствие, такое же соответствие решеток наблюдается и для Fe_3C и α -Fe. При распаде мартенсита в нем легко зарождается цементит, который как известно имеет высокую твердость.

Во время процесса структурообразования атомы железа в цементите легко замещаются атомами некоторых легирующих элементов которые входят в состав колесной стали. Таким образом было выявлено что [90], неограниченно растворим в цементите базовый элемент колесной стали – марганец, обусловленная тем что он образует карбид подобный карбиду железа.

При анализировании процессов структурообразования при плазменной закалке колесной стали, важно учитывать и свойства структуры аустенита, образующегося в высокотемпературной области на диаграмме превращения «железо-углерод» (рисунок 1.3).

Аустенит, как стабильная структура, существует при температурах 700-1400⁰С, а метастабильная в виде остаточного аустенита после проведенной закалки. Именно эта структура при охлаждении образует конечные структурные составляющие как перлит, мартенсит, бейнит, троостит. Так, предварительный анализ имеющихся ранее работ по теории упрочнения применяемым к колесным сталям показывает, что при плазменном упрочнении первые ряды занимает

дислокационно, дисперсное и деформационное упрочнение, которые зависят от цила, подолжительности нагрева и охлаждения поверхностного слоя, которые в итоге определяют прочность материала.

Процесс плазменного поверхностного упрочнения состоит из следующих стадии как: нагрев, фазовое превращение, частичная гомогенизация и охлаждение. При поверхностной закалке с оплавлением поверхности включается процесс оплавления как еще одна стадия-плавление. Основные вопросы образования аустенита и кинетики роста зерен под воздействием разных параметров и влияющих на это факторов были подробно рассмотрены в работах В.Д.Садовского, А.П.Гуляева, В.А.Малышева, С.С.Дьяченко и др.авторов. В работах Л.Н.Лещинского, С.С.Самотугина, И.И.Пирча проведены подробные сравнительные технико-экономические оценки различных способов поверхностного упрочнения, что позволяет не рассматривать данный аспект в данном исследовании.

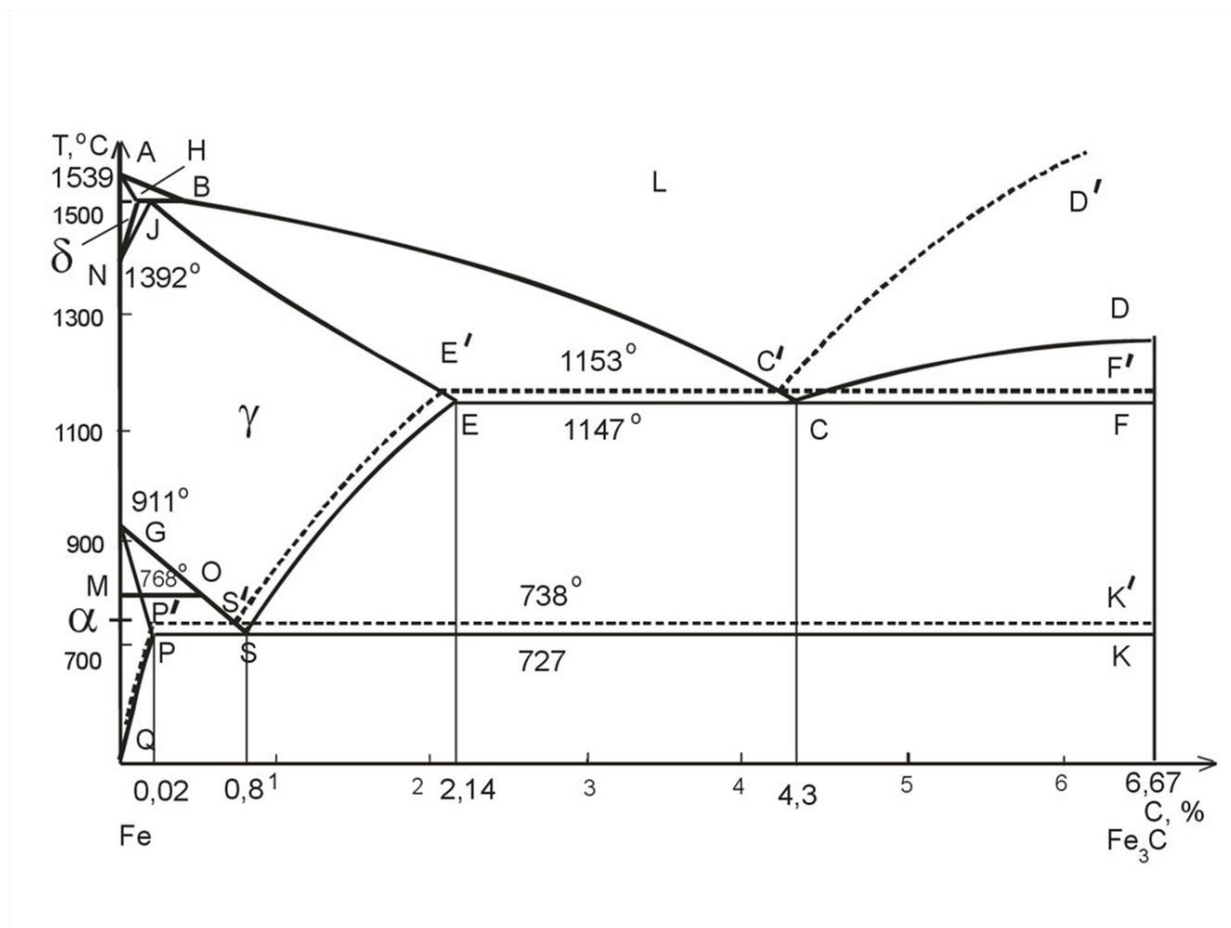


Рисунок 1.3 – Диаграмма состояния «железо-углерод» [90, с.8]

Общеизвестно [91] что ресурс деталей выполненных из стали определяется показателями их служебных характеристик (начиная от химического состава материала до условия в которых должна осуществляться эксплуатация той или иной детали), наибольшая часть которых напрямую зависит от структурно-

фазового состояния материала. Несмотря на имеющееся количество работ по плазменной закалке, недостаточно изучен вопрос электролитно-плазменной поверхностной закалки в водном растворе электролита, и так же не изучены количественные характеристики тонкой структуры колесной стали марки 2 ферритно-перлитного класса что делают настоящую работу актуальной для применения в машиностроительной, железнодорожной и производственных отраслях нашей страны.

1.4 Постановка задач

Проведенный анализ позволяет считать перспективной технологию поверхностного упрочнения электролитно-плазменной закалкой благодаря ее преимуществам. Практически отсутствие публикационной информации об электролитно-плазменной поверхностной закалке бандажной стали в водном растворе электролита и недостаток сведений о структурно-фазовых превращениях в поверхностных слоях колесной стали при поверхностном упрочнении были основанием для определения следующих целей для задач исследования в данной работе:

–Разработать способ и оптимальный режим электролитно-плазменной поверхностной закалки материала железнодорожного бандаж из колесной стали марки 2;

–Исследовать изменение механических и трибологических свойств поверхностных слоев стали марки 2 до и после электролитно-плазменной поверхностной закалки;

–Изучить особенности формирования структурно-фазового состояния стали марки 2 при электролитно-плазменной поверхностной закалке;

–Количественно определить параметры тонкой структуры исходной и закаленной в электролитной плазме стали марки 2.

Выводы по разделу

Проведенный анализ литературных данных показывает, что:

1.Сочетание имеющихся классических технологии термической обработки и поверхностного упрочнения путем локальной обработки их рабочей поверхности позволит получить высокие эксплуатационные свойства стальных изделий.

2.Одним из перспективных и апробированных множеством авторов работ модификации структурно-фазового состояния поверхностных слоев сталей и сплавов является электролитно-плазменная обработка, но отсутствие достаточной публикационной информации про электролитно-плазменную поверхностную закалку бандажной стали в водном растворе электролита и недостаток сведений о структурно-фазовых превращениях в поверхностных слоях колесной стали при поверхностном упрочнении делает данное исследование актуальным.

2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материал исследования

В соответствии с поставленными задачами в качестве материала исследования была выбрана бандажная сталь марки 2.

Данная сталь является углеродистой сталью, применяется в сфере металлургии и машиностроения, для изготовления бандажей грузовых, пассажирских и маневровых локомотивов, моторных вагонов и дизельных поездов, вагонов метрополитена и бандажей колесных для пар трамвайных вагонов.

Химический состав стали марки 2, согласно ГОСТа 398-96 приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Химический состав, % (ГОСТ 398-96)

| Массовая доля элементов | | | | | | |
|-------------------------|-----------|-----------|----------|------|-------|-----------|
| C | Si | Mn | V | S | P | Fe |
| 0.57-0.65 | 0.22-0.45 | 0.60-0.90 | не более | | | остальное |
| | | | 0.15 | 0.04 | 0.035 | |

Примечание: согласно ГОСТа 398-96, допускается: Mo ≤ 0.08%, Ni ≤ 0.25, Cr ≤ 0.20%, Cu ≤ 0.30%.

Сталь марки 2 в исходном состоянии представляла собой материал, прошедший закалку от температуры 890⁰C (2-2.5 ч.) с охлаждением в теплую (30⁰-60⁰C) воду и последующий отпуск при 580⁰C (2.5-3 ч.).

2.2 Подготовка образцов для электролитно-плазменной поверхностной заковки.

Заготовки образцов стали марки 2 для исследования вырезали из бандажа в виде параллелепипеда размером 15×15×10 мм³. При малых оборотах резания и низкой нагрузке образец не испытывает деформации и термического воздействия. Приготовление металлографических шлифов образцов сталей осуществляли по методикам, изложенным в работе [92]

2.3 Оптическая металлография

Как известно, металлографический анализ широко используется в промышленности для контроля структуры металла, полуфабрикатов и готовых изделий для обеспечения их качества. Для изучения общего характера структуры использовали оптически микроскоп «ALТAMI-MET-1M». Металлографический метод анализа введен в ряд действующих стандартов. По микроструктуре контролировалась величина размера зерна [ГОСТ 5639-82], объемная доля материала, претерпевшего распад и объемная доля α-фазы в стали марки 2.

Размер зерен микроструктуры сплавов определяли по фотоснимкам

методом произвольных секущих, с использованием уравнения

$$\langle d \rangle = \frac{L \cdot p \cdot 10^3}{z \cdot B}, \quad (3)$$

где L – длина секущих;

p – число секущих;

z – число зерен, пересеченных прямыми;

B – увеличение изображения на фотоснимке.

Шлифы для проведения металлографических исследований готовились по стандартной методике, включающей механическое шлифование и механическое полирование [93]. Полировка осуществлялась на шлифовальном диске, обтянутом фетром, предварительно промытом и вымоченном в воде в течении 1-2 часов. Далее, с целью выявления структуры, шлифы подвергались травлению. Для травления использовался 4-х% спиртовой раствор азотной кислоты.

Качественный и количественный металлографический анализ проводили согласно рекомендациям, приведенным в работах [94,95].

2.4 Дифракционный рентгеноструктурный анализ

Качественный и количественный фазовый анализ структуры образцов стали проводили на рентгеновском дифрактометре «X'PertPRO» фирмы «PANalytical», с применением $\text{Cu-K}\alpha$ излучения ($\lambda=2,2897 \text{ \AA}$) при напряжении 40 кВ и тока 30 мА. Съемку образцов проводили на отражение по схеме фокусировки Брэгга – Brentano в кобальтовом и медном $\text{K}\alpha$ - излучениях. Чтобы исключить β - линии на дифрактограммах при съемке на кобальтовом излучении использовали селективно поглощающий β - фильтр из железа, а при съемке на медном – фильтр из никеля. При съемке на медном излучении для исключения влияния флуоресцентного излучения на дифракционную картину образцов использовали Al-фольгу, толщиной 0,05 мм. на дифрактометре X'PertPRO. Расшифровка дифрактограмм проводилась вручную с использованием стандартных методик и базы данных PDF-4, а количественный анализ выполнялся с помощью программы Powder Cell.

Подготовку образцов, выбор режимов съемки и расчет дифрактограмм проводили по методикам, изложенным в работах [96,97].

Межплоскостные расстояния d_i определяли из формулы Вульфа-Брэгга:

$$\frac{d_i}{n} = d_{HKL} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}, \quad (4)$$

где λ – длина волны характеристического рентгеновского излучения;

n – порядок отражения;

θ – угол дифракции.

Индексы интерференции и тип кристаллической решетки фаз определяли по ряду Q , найденному для каждой фазы из выражения:

$$Q = \sin^2 \theta_i / \sin^2 \theta_1 , \quad (5)$$

По найденным индексам НКЛ и значению межплоскостного расстояния для линии в области углов $77-112^\circ$ определяли периоды элементарной ячейки решеток присутствующих в образце фаз из соотношения:

$$a = \frac{\lambda}{2\sin\theta} \cdot \sqrt{H^2 + K^2 + L^2} = d \cdot \sqrt{H^2 + K^2 + L^2} , \quad (6)$$

Ошибка определения параметра решетки для кристаллов кубической сингонии находится по формуле:

$$\Delta a = a \cdot \operatorname{ctg}\theta \cdot \Delta\theta , \quad (7)$$

где $\Delta\theta$ – ошибка в определении углов пиков на дифрактограмме.

Средний размер кристаллитов определялся с помощью уравнения Дебая-Шеррера по уширению дифракционных максимумов с учетом инструментального уширения и программного обеспечения «Powder Cell 2.4». Инструментальное уширение было определено на полуширине максимума стандартного порошка кремния и составило 0,14.

Исследование фазового состава проводилось на основе того, что каждое кристаллическое вещество (фаза) имеет определенную кристаллическую решетку, характеризующуюся набором межплоскостных расстояний $d_{\text{НКЛ}}$ [138,139]. Последние находятся из уравнения Вульфа-Брегга:

$$2d_{\text{НКЛ}} \sin\theta = n\lambda , \quad (8)$$

где θ – угол скольжения;

λ – длина волны;

n – порядок.

Индексирование рентгенограммы предполагает определение всех индексов интерференции (НКЛ) каждой линии рентгенограммы. При этом индексы интерференции равны произведению индексов плоскостей (hkl) на порядок отражения n . Индексирование рентгенограмм кристаллов в зависимости от сингонии основывается на различных соотношениях. Так, для кубической решетки:

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \theta_i} \sqrt{H_i^2 + K_i^2 + L_i^2}, \quad (9)$$

Для установления индексов интерференции каждой линии используют соотношение:

$$Q_i = \frac{\sin^2 \theta_i}{\sin^2 \theta_1} = \frac{H_i^2 + K_i^2 + L_i^2}{H_1^2 + K_1^2 + L_1^2} = \frac{d_{H_i K_i L_i}^2}{d_{H_1 K_1 L_1}^2}, \quad (10)$$

где Q_i – линия под наименьшим углом θ . Таким образом, определив ряд отношений Q_i для всех линий рентгенограммы в порядке возрастания, можно определить тип решетки, индексы интерференции и период элементарной ячейки.

Одним из методов качественного фазового анализа является сравнение значений межплоскостных расстояний и интенсивностей исследуемого образца с эталонным. При этом наибольшим распространением пользуется картотека JCPDS-ASTM.

При расчете учитывались как ошибки измерения использованных приборов, так и погрешности вследствие отклонения от намеченного идеального решения в процессе проведения эксперимента. Данные расчета погрешностей сопоставлялось с данными статистической обработки результатов исследования.

2.5 Растровый элементный анализ

Элементный состав образца после электролитно-плазменной поверхностной закалки, исследовался на растровом электронном микроскопе JSM-6390LV – фирмы JEOL (Япония), с приставкой энергодисперсионного микроанализа INCA Energy фирмы «OXFORD Instruments». При взаимодействии электронов с веществом возникают ответные сигналы различной формы (отраженные и вторичные электроны, Оже-электроны, рентгеновское излучение, поглощенный ток и др.), которые используются для синхронного построения изображения на экране монитора.

На рисунке 2.1 представлена схема образования вторичных сигналов под влиянием электронного зонда. Для формирования изображения не используется электронно-оптическая система, изменение масштабов изображения осуществляется радиотехническими средствами. Растровый электронный микроскоп является вакуумным прибором, так как при нормальном атмосферном давлении электронный пучок сильно рассеивается и поглощается, что делает невозможным его фокусировку. Поэтому рабочий вакуум в камере микроскопа должен быть 10^{-5} Торр или лучше. Перемещение зонда по поверхности образца должно происходить с очень высокой точностью. Точность перемещения и размер зонда определяют величину разрешения микроскопа.

В результате взаимодействия пучка электронов с поверхностью образца возникает ответная реакция, которая регистрируется соответствующими датчиками.

Внешний вид и схема основных узлов растрового микроскопа приведена на рисунке 2.2.

Электронный пучок от источника электронов специальной конденсорной системой формируется в виде хорошо сформированного зонда и проходит через систему управляющих электродов или электромагнитов, которые перемещают пучок по поверхности образца по траектории, образующей растр. Регистрируемый датчиками сигнал используется в дальнейшем для модуляции яркости электронного пучка в электронно-лучевой трубке монитора. Величина этого сигнала будет зависеть от физических свойств поверхности образца и может меняться от точки к точке. В результате на экране монитора образуется изображение поверхности образца, отображающее топографию соответствующего физического свойства исследуемого образца.

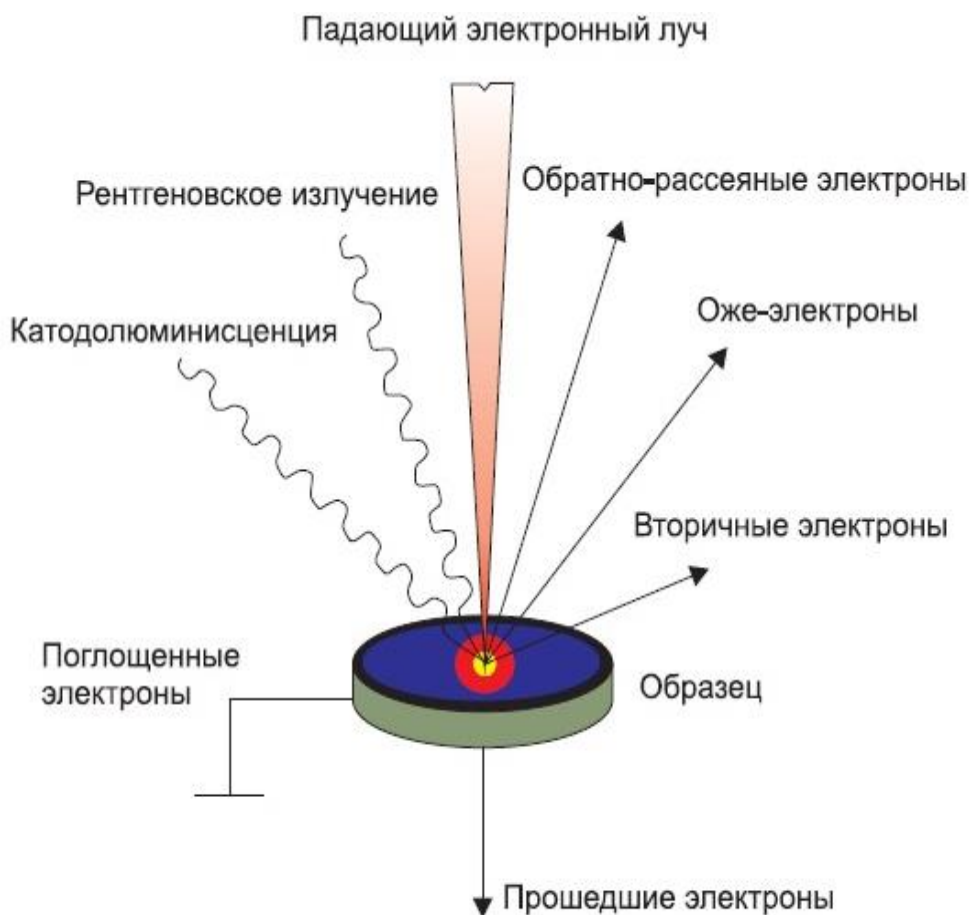


Рисунок 2.1 – Схема формирования вторичных сигналов при взаимодействии электронов зонда с образцом [80, с.41]

Таким образом, можно исследовать топографию неоднородностей дефектов и состояния поверхности: например, топологию поверхности (границы зерен, поры, трещины, неоднородности состава и т.д.) – в отраженных или вторичных электронах.

В первую очередь растровый электронный микроскоп (РЭМ) применяется для исследования структуры поверхности. Выпускаемые в настоящее время приборы имеют увеличение от десятков до нескольких сот тысяч раз. Возможность исследования не только содержания того или иного химического элемента в образце, но и распределения выбранных химических элементов по поверхности образца делает метод растровой электронной микроскопии уникальным.

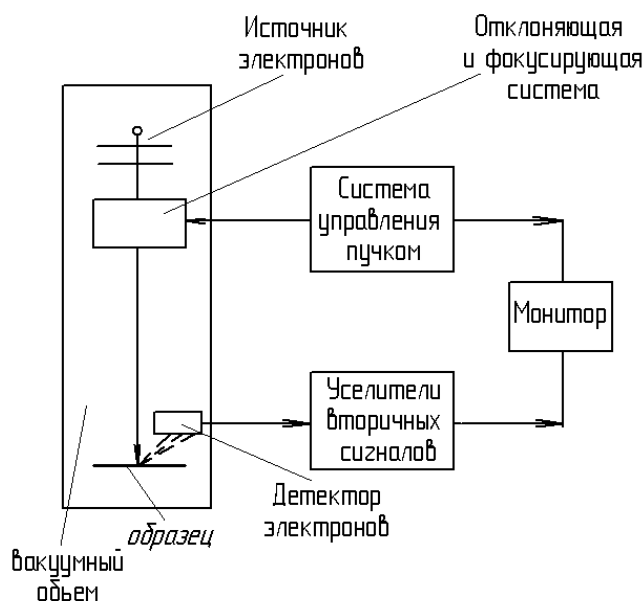


Рисунок 2.2 – Внешний вид и блок схема растрового электронного микроскопа

В основе энергодисперсионного метода лежит регистрация так называемого характеристического излучения, возникающего в результате переходов электронов между внутренними энергетическими уровнями атомов. В зависимости от радиуса уровня, а также от энергии связи выделяют несколько видов спектров: K, L, M, при этом для материаловедения важны лишь несколько рентгеновских эмиссионных линий (K_{α} , K_{β} и L-серия) [98]. Применение энергодисперсионного полупроводникового детектора на основе Si, легированного Li, в диапазоне энергий от 0,7 до 10 кэВ позволяет идентифицировать неизвестные элементы.

Количественный элементный анализ заключается в нахождении концентрации искомого элемента, используя измеряемую интенсивность непрерывного излучения. Массовую долю элемента можно определить по следующей формуле [99]:

$$C_i = \frac{I_i \cdot I_{(B)} \cdot C_{(i)} \cdot G_i}{I_B \cdot I_{(i)} \cdot G_{(i)}}, \quad (11)$$

где C_i и $C_{(i)}$ – массовые доли элемента i в анализируемом микрообъеме образца и эталона соответственно;

I_i – измеренная интенсивность характеристического рентгеновского излучения;

I_B – измеренная интенсивность непрерывного излучения.

Отношение G -факторов учитывает то, что в эталоне и образце может генерироваться неодинаковая интенсивность непрерывного излучения на единицу массы в единичном объеме .

2.6 Просвечивающая электронная микроскопия

Структурные исследования проводили методами электронной дифракционной микроскопии на тонких фольгах на электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ в Томском государственном архитектурно-строительном университете (г. Томск, Россия). Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 25000 крат.



Рисунок 2.3 – Внешний вид просвечивающего электронного микроскопа

Изображения тонкой структуры стали, полученные при просмотре в электронном микроскопе, были использованы, во-первых, для классификации морфологических признаков структуры, во-вторых, для определения размеров, объемных долей α - и γ -фаз, а также карбидных фаз и мест их локализации и, в третьих, для определения параметров тонкой структуры материала.

Определение размеров и объемной доли карбидных фаз, а также α - и γ -фаз проводилось по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в рефлексах соответствующих фаз. Идентификация фаз проводилась по методикам, описанным в работах [100]. Для этого использовались схемы микродифракционных картин, рассчитанные по табличным значениям параметров кристаллических решеток. Для каждого исследуемого конкретного места на образце была просмотрена большая площадь фольги и отснято до 30-40 микроснимков (светлопольных и темнопольных изображений) и микродифракционных картин к ним.

2.6.1 Приготовление образцов для исследования

Приготовление фольги для просмотра в электронном микроскопе осуществлялось следующим образом. На электроискровом станке параллельно поверхности образца стали марки 2, прошедшего электролитно-плазменную поверхностную закалку, вырезались пластинки толщиной ~ 300 мкм (измерения проводились микрометром с точностью ± 0.01 мкм). Необходимо отметить, что режим электроискровой резки был подобран таким образом, что не вносил дополнительных искажений в структуру материала.

Вырезанную пластинку разрезали на две части. На каждой части пластинки одна сторона соответствовала поверхности обработанного образца, противоположная сторона являлась стороной реза. Из одной части готовилась фольга, соответствующая приповерхностной зоне закаленного образца, другая – расстоянию 100 мкм от поверхности образца.

Фольга, соответствующая приповерхностной зоне образца, готовилась следующим образом. Поверхность закаленного образца покрывалась лаком. Затем проводилось утонение со стороны реза. Утонение осуществлялось химически в растворе перекиси водорода (H_2O_2) с добавлением нескольких капель плавиковой кислоты (HF). Затем также со стороны реза проводилась электролитическая полировка в пене пересыщенного раствора хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте при температуре 60-80 $^{\circ}$ C.

Заключительный этап – снятие пленки с поверхности и окончательная полировка образца. Таким образом, сама поверхность полировалась только электролитически очень короткое время.

Ранее [101] методом ядерного гамма-резонанса было установлено, что после обработки образца в эндотермических атмосферах в поверхностных зонах глубиной до 1 мкм всегда наблюдаются пленки различных окислов железа.

Поскольку нас интересовали изменения структуры и фазового состава стали, происходящие в материале на значительно больших расстояниях от обработанной поверхности, образовавшиеся на поверхности образца окислы железа не влияют на структуру подповерхностных слоев. Поэтому, чтобы убрать окислы и не затенять общей картины, и проводилась очень короткое время (~3 сек.) окончательная электролитическая полировка всего образца, т.е. самой обработанной поверхностной закалкой поверхности образца.

Фольга, соответствующая расстоянию от поверхности образца, равному 100 мкм, на начальном этапе готовилась таким же образом, т.е. поверхность закаленного образца также, покрывалась лаком и затем проводилось утонение со стороны реза вначале химически, затем электролитически. Но утонение проводилось только до толщины, равной ~30 мкм. После этого снималась пленка с поверхности образца и проводилась окончательная электролитическая полировка с двух сторон.

2.6.2 Определение средних размеров зерен и структурных составляющих α -фазы и остаточного аустенита

По электронно-микроскопическим изображениям измеряли следующие параметры структуры стали:

- объемные доли морфологических составляющих матрицы стали;
- ширина, длина и объемная доля прослоек γ -фазы;
- размеры, плотность распределения и объемные доли карбидных частиц;
- скалярная и избыточная плотность дислокаций;
- амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки и амплитуды внутренних напряжений:

1) напряжение сдвига (поля напряжений, создаваемые дислокационной структурой),

2) дальнодействующие напряжения – это моментные (или локальные) напряжения, возникающие в тех местах материала, в которых присутствует избыточная плотность дислокаций (ρ_{\pm}), т.е. когда $\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-} \neq 0$ (ρ_{+} и ρ_{-} – плотность, соответственно, положительно и отрицательно заряженных дислокаций).

Определение размеров и объемной доли карбидных фаз, а также α - и γ -фаз проводилось по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в рефлексах соответствующих фаз.

Средние размеры зерен определяли методом случайных секущих по микрошлифам. Средний размер зерен \bar{D} в объеме материала каждого сечения образца определяли исходя из средних размеров зерен, измеренных по отдельным изображениям микрошлифа [102]:

$$\bar{D} = 0,5\pi(\bar{d}^{-1})^{-1}, \quad (12)$$

где \bar{d} - средний размер зерна, определенный по отдельному изображению участка микрошлифа:

$$\bar{d}^{-1} = N^{-1} \sum_{i=1}^N d_i^{-1}, \quad (13)$$

где N – число измерений;

d_i – текущий размер зерна на изображении микрошлифа.

Пример измерения \bar{d} на отдельном изображении приведен на рисунке 2.4.

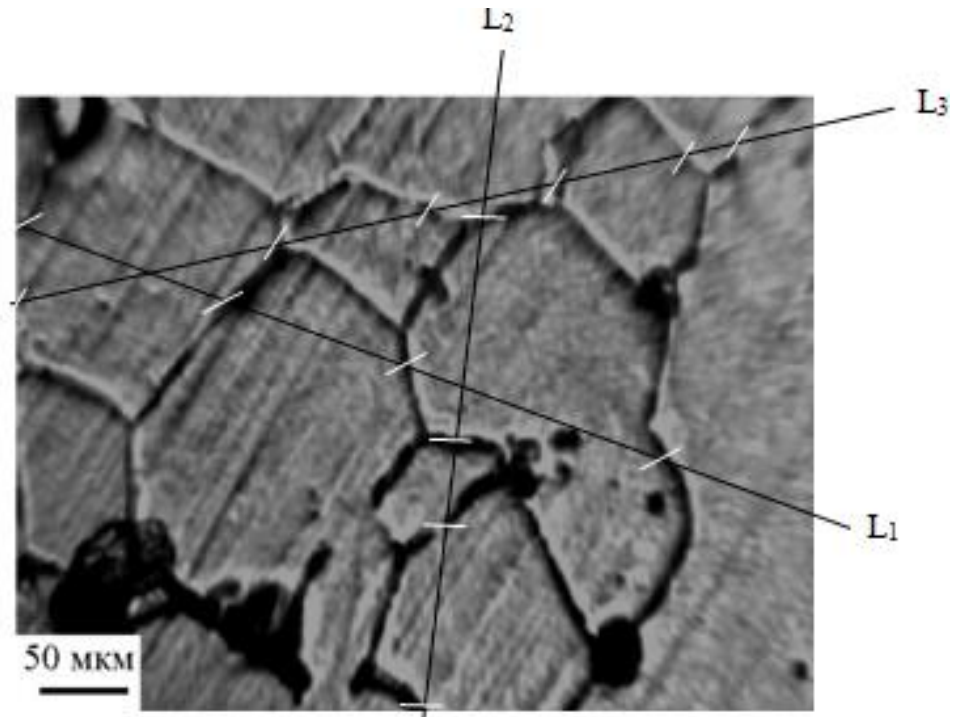


Рисунок 2.4 – Определение среднего размера зерна методом случайных секущих L_1, L_2, L_3 по изображению, полученному с микрошлифа стали 20X2H4A [100,с.57]

На фотографию, полученную в оптическом микроскопе, произвольным образом наносили прямолинейные секущие (например, L_1, L_2, L_3). Отмечали места пересечения этих секущих с границами зерен (на рисунке 2.5 – это белые линии). Расстояние между пересечениями (с учетом увеличения фотографии) соответствует d_i , т.е.:

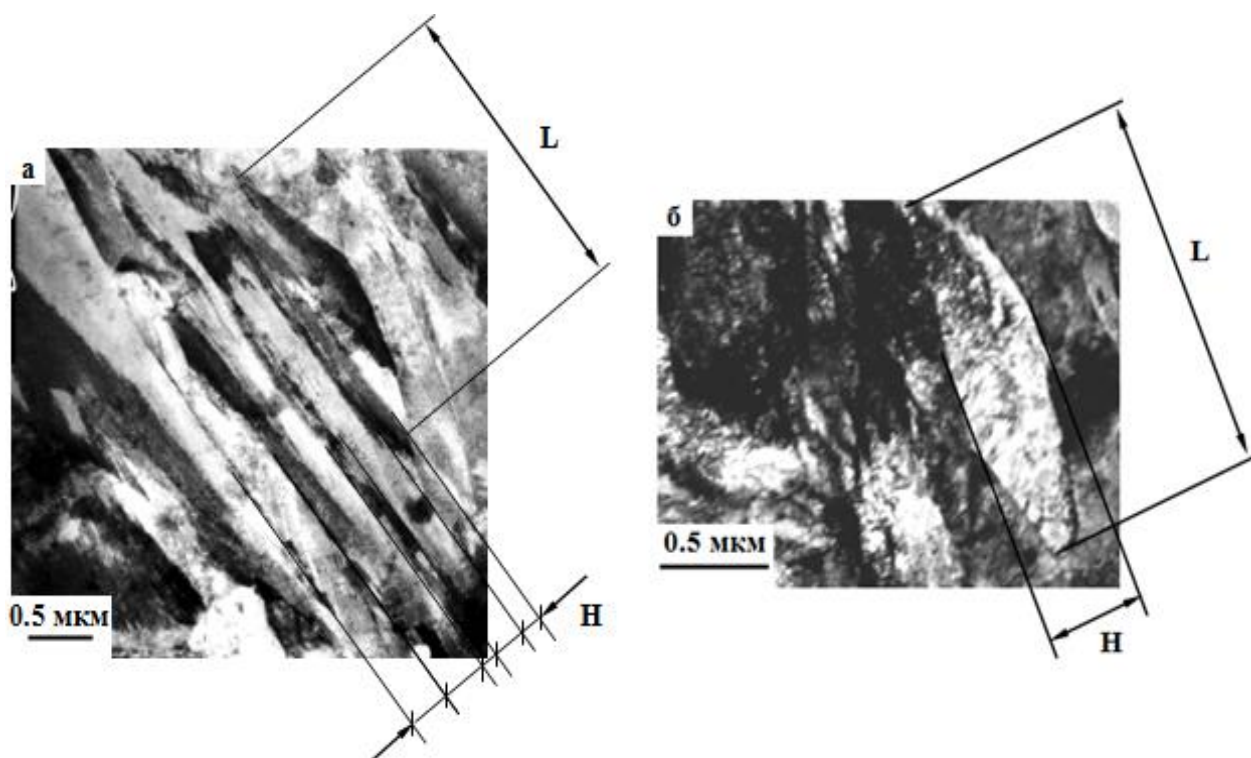
$$d_i = \frac{R_i}{M}, \quad (14)$$

где R_i – расстояние между пересечением секущей L и границей зерна на фотографии и M – её увеличение. Для каждого сечения в работе было выполнено ~ 150 измерений.

Среднеквадратичное отклонение (σ_D) определяли по следующей формуле:

$$\sigma_D = \sqrt{4/\pi(\bar{d} \cdot \bar{D}) - (\bar{D})^2} \quad , \quad (15)$$

Средние размеры морфологических составляющих α -фазы и остаточного аустенита в них определяли также методом секущих, но по микрофотографиям, полученным при электронно-микроскопическом исследовании фольг. При этом измеряли длину и ширину каждого типа морфологических составляющих. Для этого секущие накладывались в двух взаимно перпендикулярных направлениях: одно направление совпадало с осью кристалла (длина), другое (перпендикулярное) соответствовало ширине кристалла. Примеры измерения отдельных морфологических составляющих α -фазы (мартенситных реек и пластин) приведены на рисунке 2.5.



а – рейки, б – пластины в пакетном мартенсите
(H – ширина, L – длина мартенситного кристалла)

Рисунок 2.5 – Определение размеров морфологических составляющих α -фазы стали 20X2H4A [96, с.57]

2.6.3 Определение объемных долей структурных составляющих

Отметим, что для определения объемной доли был использован планиметрический метод, который сводится к измерению суммарной площади сечений данной структурной составляющей на определенной площади фольги.

Вывод рабочей формулы этого метода основан на принципе Кавальери-Акера-Глаголева который основан на геометрических методах количественного анализа. Он постулирует связь между долями площади (P_S) и объема (P_V):

$$P_V = P_S, \quad (16)$$

Это одно из фундаментальных соотношений стереологии, постулированное С.А. Салтыковым в его труде по стереометрической металлографии. Рабочая формула планиметрического метода имеет следующий вид:

$$P_S = \frac{S}{L^2} = \frac{V}{L^3} = P_V, \quad (17)$$

где S и V – площадь и объем, занятые соответствующей структурной составляющей в элементе образца, представляющим куб с ребром L .

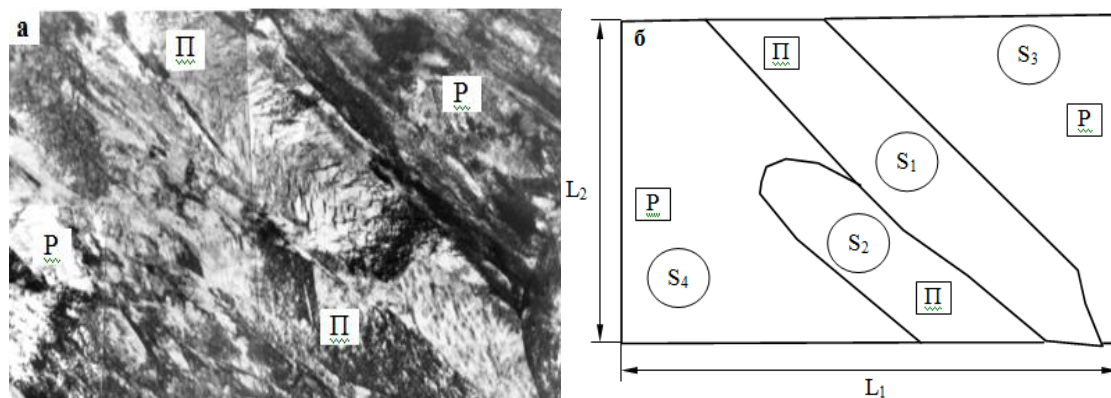
Пример измерения площади, занимаемой пластинчатым (Π) и пакетным (P) мартенситом, приведен на рисунке 2.6. Определение объемных долей пластинчатого и пакетного мартенсита проводили следующим образом:

1) на микрофотографии (рисунок 2.6,а) очерчиваются контуры, занимаемые пластинчатым (Π) и пакетным (P) мартенситом (рисунок 2.6,б) и определяются их площади ($S_{\Pi} = S_1 + S_2$ и $S_P = S_3 + S_4$);

2) определяется площадь фотографии $S = L_1 \times L_2$;

3) объемная доля пластинчатого мартенсита – $P_{\Pi} = (S_1 + S_2) / S$;

4) объемная доля пакетного мартенсита – $P_P = (S_3 + S_4) / S$.



а – электронно-микроскопическое изображение пакетно-пластинчатого мартенсита, б – схематическое изображение участка (а)

Рисунок 2.6 – Определение объемных долей структурных составляющих в стали 20X2H4A [96, с.75]

Среднее квадратичное отклонение объемной доли определяли по формуле приведенной ниже:

$$\sigma_{P_V} = \sqrt{\sum_{i=1}^N (P_{V_i} - P_V)^2 \cdot \frac{1}{N-1}}, \quad (18)$$

где N - объем выборки, P_V - среднее и P_{V_i} - случайные значения объемной доли соответствующего типа структуры.

2.6.4 Определение средних размеров частиц вторых фаз, и их объемной доли

В исследуемой стали присутствуют тонкие пластинчатые выделения цементита и частицы карбидов, имеющие форму, близкую к сферической. Эти типы частиц располагаются как по границам, так и внутри различных морфологических составляющих α -фазы. Поэтому измерение расстояний между частицами и их объемные доли для карбидов, находящихся в теле структурных составляющих и на их границах, проводилось по-разному.

У частиц специальных карбидов измерялся диаметр d , у цементита - длина частиц l и их диаметр d . Размеры частиц определяли по микрофотографиям, полученным с фольг, путем их непосредственного замера [103]:

$$\bar{d} = \frac{1}{N} \cdot \sum_{i=1}^N N_i d_i, \quad (19)$$

$$\bar{l} = \frac{1}{N} \cdot \sum_{i=1}^N N_i l_i, \quad (20)$$

где N_i - число частиц в данном размерном интервале, d_i и l_i - средний размер частиц в этом интервале, n - число интервалов, N - полное число измерений. Необходимо отметить, что в исследуемой стали присутствует ряд различных морфологических составляющих α -фазы. Поэтому измерения проводили отдельно для каждой из морфологических составляющих. Средние характеристики выделений по материалу в целом определяли с учетом весового коэффициента структурных составляющих.

Методика определения объемной доли частиц, находящихся в теле структурных составляющих, зависит как от формы частиц, так и от их размера.

Для частиц, размер которых составляет ≤ 0.3 мкм, т.е. для частиц, которые можно обнаружить лишь методом электронной микроскопии, объемную долю определяли по формуле [104]:

$$\delta = V_k / tr^2, \quad (21)$$

где V_k - средний объем частицы, t - толщина фольги, r - расстояние между частицами. Для частиц округлой формы:

$$V_{K_1} = \frac{1}{6} \pi \bar{d}^3, \quad (22)$$

для частиц пластинчатой формы:

$$V_{K_2} = \frac{\pi \bar{d}^2}{4} l. \quad (23)$$

Объемную долю частиц, имеющих размер > 0.3 мкм, т.е. частиц, разрешаемых в основном методом оптической микроскопии, определяли иным образом.

Методом секущих, описанным выше, определяли средний размер частиц \bar{d} непосредственно по микрофотографии, имеющей площадь S . Подсчитывалось число частиц N на площади S . Затем, согласно планиметрическому методу, используя формулы, определяли объемную долю частиц по формулам:

$$\delta_{K_1} = \frac{NS_{K_1}}{S}, \quad \delta_{K_2} = \frac{NS_{K_2}}{S}, \quad (24)$$

где S_{K_1} - средняя площадь округлых частиц,

S_{K_2} - пластинчатых.

Объемную долю частиц, расположенных на границах, определяли также с помощью планиметрического метода по формулам (2.15) и (2.16).

2.6.5 Определение скалярной плотности дислокаций.

Скалярную плотность дислокаций измеряли методом секущих с поправкой на невидимость дислокаций [105]. Так как величина скалярной плотности дислокаций ρ в сталях мартенситного класса всегда больше 10^{13} м^{-2} [106], для её измерения в качестве испытательной линии использовали прямоугольную сетку.

Тогда скалярную плотность дислокаций на микрофотографиях, полученных при электронно-микроскопическом исследовании, можно определить по формуле [107]:

$$\rho = \frac{M}{t} \left(\frac{n_1}{l_1} + \frac{n_2}{l_2} \right), \quad (25)$$

где M - увеличение микрофотографии,
 n_1, n_2 – число пересечений дислокациями горизонтальных l_1 и вертикальных l_2 линий, соответственно,
 l_1, l_2 – суммарная длина горизонтальных и вертикальных линий,
 t – толщина фольги.

Пример измерения ρ приведен на рисунке 2.7 [108], на котором представлен микроснимок дислокационной структуры с нанесенной сеткой.

Величина средней скалярной плотности дислокаций также рассчитывалась отдельно для каждой фазовой (α - и γ -фаз) и каждой морфологической составляющей α -фазы.

Средняя скалярная плотность дислокации ρ по материалу в целом рассчитывали с учетом весового коэффициента этих составляющих.

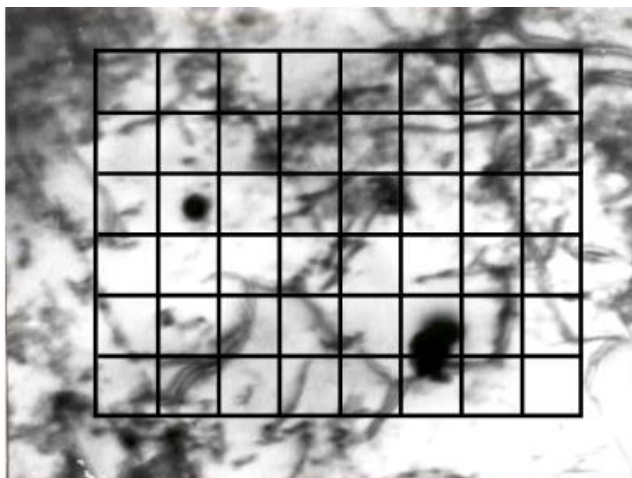


Рисунок 2.7 – Определение скалярной плотности дислокаций.

2.6.6 Определение избыточной плотности дислокаций и амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки

Избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-}$ (ρ_{+} и ρ_{-} - плотность соответственно положительно и отрицательно заряженных дислокаций) измерялась локально по градиенту разориентировки согласно [109-111]:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \cdot \frac{\partial \varphi}{\partial \ell}, \quad (26)$$

где b – вектор Бюргера дислокаций,
 $\frac{\partial \varphi}{\partial \ell}$ – градиент кривизны фольги или кривизна-кручение кристаллической решетки χ .

Величина (амплитуда) кривизны-кручения кристаллической решетки (т.е. градиент кривизны фольги) χ определялась путем смещения экстинкционного контура ($\Delta \ell$) при контролируемом угле наклона фольги ($\Delta \varphi$) в колонне микроскопа с помощью гониометра [112]. При этом желательно, чтобы вектор действующего отражения \vec{g} был перпендикулярен оси наклона гониометра (ОНГ). В противном случае требуется пересчет, т.к. плоскость действующего отражения уже не будет содержать ОНГ.

Необходимо отметить, что участок фольги, на котором проводится измерение, не должен содержать на пути перемещения контура границ раздела или дискретной разориентировки, т.е. изгиб фольги должен быть непрерывным.

Специальными опытами установлено, что ширина контура в величинах разориентировок для мартенситных сталей составляет $\sim 1^\circ$ [113]. Это означает, что при повороте гониометра на величину $\Delta \varphi \approx 1^\circ$ изгибный экстинкционный контур смещается на расстояние, равное своей ширине, т.е. $\Delta \ell \approx \ell$ (при этом должно выполняться условие $\vec{g} \perp$ ОНГ). Эта величина ($\Delta \varphi \approx 1^\circ$) в сочетании с шириной контура ℓ позволяет определить градиент разориентировки:

$$\frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = 1,7 \cdot 10^6 \cdot \frac{1}{\ell}, \text{ [рад/см]} \quad (27)$$

Известно, что изгиб-кручение кристаллической решетки может быть пластическим (и тогда $\chi = \chi_{\text{пл}}$) и упругим (и тогда $\chi = \chi_{\text{упр}}$).

В первом случае он обусловлен дислокационными зарядами, т.е. избыточной плотностью дислокаций, локализованной в некотором объеме материала [114-116].

Во втором – нерелаксированными упругими напряжениями, накопленными из-за несовместности деформации, например, зерен. Возможен и упруго-пластический изгиб ($\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$), когда в материале присутствуют оба источника полей. Изгиб-кручение кристаллической решетки приводит к формированию дальнедействующих напряжений – внутренних напряжений, которые возникают в тех местах материала, где присутствует избыточная плотность дислокаций. Такие напряжения называют локальными (или моментными) внутренними напряжениями σ_{δ} .

Если изгиб-кручение решетки имеет пластическую природу ($\chi = \chi_{\text{пл}}$), т.е. когда присутствует избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_- \neq 0$ (ρ_+ и ρ_- – плотность, соответственно, положительно и отрицательно заряженных дислокаций) и при этом выполняется условие $\rho_{\pm} \leq \rho$, то амплитуда моментных внутренних напряжений определяется по следующей формуле:

$$\sigma_{\partial} = \alpha_c G b \sqrt{\rho_{\pm}}, \quad (28)$$

где $\alpha_c = 1$ – коэффициент Струнина,

$G = 8 \cdot 10^4$ МПа – модуль сдвига α -фазы,

$b = 2.5 \cdot 10^{-10}$ см – вектор Бюргерса α -железа,

ρ_{\pm} – избыточная плотность дислокаций, рассчитываемая по формуле:

$$\rho_{\pm} = \chi_{\text{пл}} / b. \quad (29)$$

В случае упругого изгиба кристаллической решетки ($\chi = \chi_{\text{упр}}$), т.е. когда изгибные экстинкционные контуры присутствуют и при этом $\rho_{\pm} = 0$, амплитуда моментных внутренних напряжений определяется по формуле:

$$\sigma_{\partial} = G \cdot t \cdot \chi_{\text{упр}}, \quad (30)$$

Когда изгиб-кручение кристаллической решетки носит упруго-пластический характер, т.е. когда $\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$ и $\rho < \rho_{\pm}$, амплитуда моментных внутренних напряжений равна:

$$\sigma_{\partial} = \sigma_{\partial}^{\text{пл}} + \sigma_{\partial}^{\text{упр}}, \quad (31)$$

Когда в материале дефектная структура представлена дислокациями, присутствует еще один вид внутренних напряжений – напряжения сдвига $\sigma_{\text{л}}$ (напряжения, создаваемые дислокационной структурой, т.е. дислокациями «леса»). Амплитуда внутренних напряжений сдвига $\sigma_{\text{л}}$ определяется по формуле:

$$\sigma_{\text{л}} = \alpha m G b \sqrt{\rho}, \quad (32)$$

где α – безразмерный коэффициент, изменяющийся в зависимости от типа дислокационного ансамбля [117];

m – ориентационный множитель, или фактор Шмида. Установлено, что в ОЦК сталях с сетчатой дислокационной структурой значение $ma = 1$.

2.6.7 Оценки дальнедействующих полей напряжений

Оценки дальнедействующих полей напряжений (τ_d) нами выполнены по методике, изложенной в [118]. Если изгиб-кручение решетки имел пластическую природу, то амплитуда определялась, как

$$\chi_{nl} = \frac{\partial \varphi}{\partial l} = b \cdot \rho_{\pm} , \quad (33)$$

где l – ширина изгибного экстинкционного контура,

$b = 0,25$ нм – вектор Бюргерса,

ρ_{\pm} – избыточная плотность дислокаций.

При этом должно выполняться условие: $\rho \geq \rho_{\pm}$.

Тогда величину дальнедействующих полей напряжений можно рассчитать по формуле:

$$\tau_{\sigma}^{nl} = Gb\sqrt{\rho_{\pm}} , \quad (34)$$

где G – модуль сдвига.

2.7 Метод исследования коррозионной стойкости

Оценка коррозионного поведения образцов проводилась по величине их электродных потенциалов, путем задания, измерения и регулирования токов и напряжений на рабочем электроде в процессе электрохимических исследований.

Методика испытаний – основана на зависимости концентрации/активности ионов в растворе с электродом от равновесного электродного потенциала, т.е. измерялась ЭДС обратимого гальванического элемента, состоящего из электродов, погруженных в исследуемый раствор, где потенциал зависел от концентрации определяемых ионов.

Коррозионные испытания проводили на потенциостате-гальваностате Р-150, в 4% растворе азотной кислоты (HNO_3).

Потенциостат-гальваностат Р-150Х смонтирован в металлическом корпусе. Внутри него находится импульсный блок питания, радиатор охлаждения усилителя, аналоговая плата потенциостата с узлами управления. Блок схема прибора приведена на рисунке 2.8.

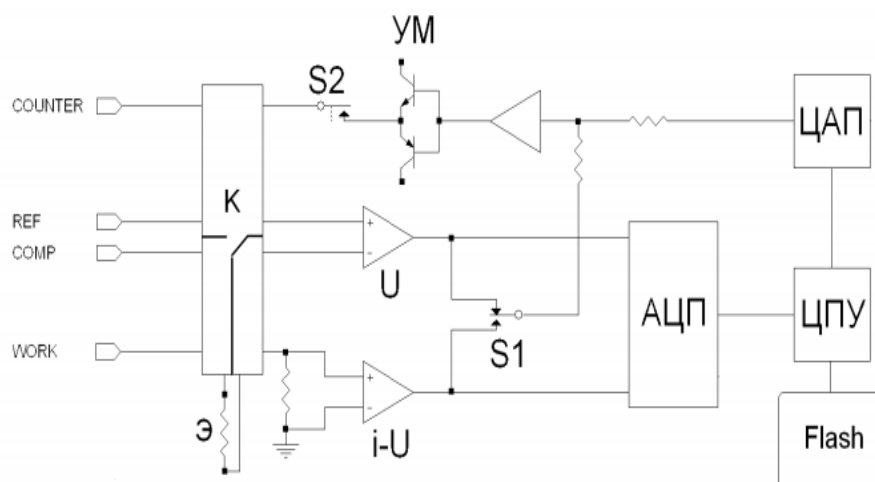


Рисунок 2.8 – Блок схема прибора

Потенциостат P-150X имеет два предусилителя - один для тока ($I-U$), другой для потенциала (U). С них сигнал подается на селектор типа работы (S_1 – выбирает режим работы потенциостат – гальваностат) и на двухканальный АЦП. С селектора типа работы S_1 сигнал обратной связи подается на усилитель потенциостата, а с него на усилитель мощности УМ. Коммутатор S_2 служит для подключения электрода Counter (включения ячейки). Он состоит из электромагнитного реле и быстродействующего твердотельного ключа.

Микроконтроллер (ЦПУ) с ядром Cortex M3 полностью контролирует выполнение созданной пользователем программы, анализирует данные тока, потенциала, рассчитывает заряд, проверяет наличие перегрузок, признаков остановки и выполняет все остальные рабочие функции. Также микроконтроллер связан с микросхемой энерго независимой Flash-памяти. Данные в нее записываются сразу же после их появления по одной точке на всех скоростях регистрации прибора. Эта память полностью стирается только (каждый раз) перед каждым новым запуском работы прибора. Микроконтроллер также соединен с гальванически развязанным USB-интерфейсом.

Измерительная земля прибора, соединенная с его корпусом и подключена к силовой земле розетки 220В. Земля USB интерфейса гальванически изолирована от всех этих земель (не соединена ни с одной из них).

На задней панели находятся разъем включения в сеть 220 В, вентилятор охлаждения, сетевой предохранитель и разъем USB для подключения к персональному компьютеру.

На передней панели прибора имеется светодиодный индикатор подключения к внешней ячейке. Он загорается при включении любого рабочего режима или мониторинга. В процессе автоматической диагностики (как и при ожидании работы) вместо внешней ячейки используется внутренний эквивалент и индикатор не горит.

Образцы исследовали в собранной схеме-ячейке с электролитом HNO_3 , температура испытаний составила 40°C . Для измерения потенциала индикаторного электрода применялся электрод сравнения, потенциал которого не зависел от концентрации определяемых ионов.



GND – заземление, REF – электрод сравнения (хлорсеребряный электрод), Counter – вспомогательный электрод (стеклографитовый стакан), Comp, Work – рабочий электрод (исследуемая проба)

Рисунок 2.9 – Потенциостат-гальваностат P-150



а – общий вид, б – вид электрода и образца

Рисунок 2.10 – Внешний вид и схема проведения эксперимента на потенциостате-гальваностате P-150

Процесс измерения проходили в автоматическом режиме при регулировании поляризующего напряжения/тока в цепи рабочего электрода по задаваемой программе в трехэлектродной электрохимической ячейке. Электрод сравнения служил хлорсеребряный электрод, в качестве вспомогательного – стеклографитовый стакан.

Скорость подачи потенциала составила: 5 мВ/с, $\eta = E_{\text{стац}} \pm 300\text{мВ}$. Для того, чтобы сила тока была меньше, площадь поверхности самого рабочего электрода была меньше. $S = 0,45 \text{ cm}^2$.



Рисунок 2.11 – Внешний вид рабочего электрода

Для исследования образцов на коррозионную стойкость была проведена определенная пробоподготовка: припаяны медные провода сечением 4 мм на каждый образец с исходной изоляцией, далее образец покрывался лаком в несколько слоев с сушкой по каждому слою, при этом, оставлялась непокрытая площадь образца (20% от общей площади) для проведения исследований. На приборе обеспечивалось заданное изменение потенциала/тока путем формировании стабилизированных напряжения и силы постоянного тока, которые не зависели от процессов, происходящих в электрохимической ячейке. При исследовании коррозионной стойкости использовали шкалу типа логарифма тока на потенциал.

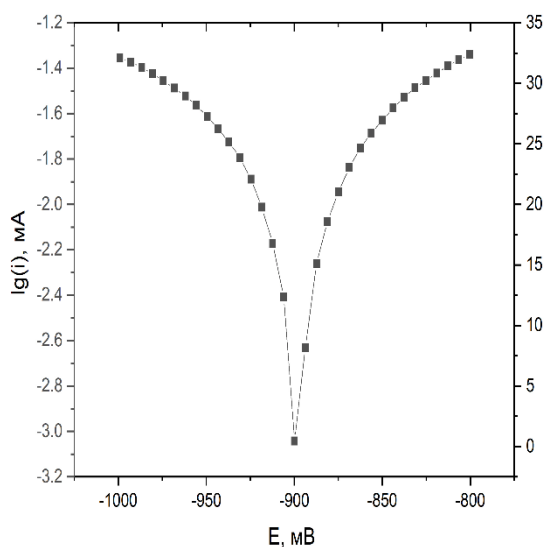


Рисунок 2.12 – График графической зависимости логарифма тока от потенциала

На полученном графике проводили касательные прямые на ровных участках вблизи минимума. Численные значения пересечения кривых берутся для проведения расчетов (E_{corr} и $\lg(i)$). Расчет скорости коррозии ведется по следующим формулам:

$$\begin{aligned} i_{\text{corr}} &= \text{antlg}(i); \\ j_{\text{corr}} &= i/S; \\ m &= q \cdot i \cdot t = M/nF \cdot i \cdot t; \\ l &= m/(S \cdot \rho); \\ R_{\text{corr}} &= (M(\text{Me}) \cdot i \cdot t)/(n \cdot F \cdot \rho \cdot s), \end{aligned}$$

где R_{corr} – скорость коррозии, см/год; j_{corr} – плотность тока, А/см²; E_{corr} – потенциал коррозии, В; i_{corr} – сила тока, А; m – масса утерянная в процессе коррозии, г; M – молекулярная масса образца, г/моль; l – толщина подверженного коррозии слоя.

При расчетах, все полученные приборные числовые значения переводились в табличный вид формата Excel, единицу измерения тока меняли с мА на А, переводили в положительные значения и логарифмировали. Здесь $E_{\text{corr}} = -298$ мВ, из этих -298 мВ получается ± 300 мВ и строится график в Excel. На логарифмической кривой, такой как на рисунке 5, проводили касательную и принимали точку пересечения двух прямых за логарифмический ток и потенциальную коррозию.

2.8 Методы измерения микротвердости

Твердость, наряду с усталостной прочностью и износостойкостью является одной из наиболее широко используемых механических характеристик металлов и сплавов. При этом испытание на твердость отличается от других методов определения механических свойств материалов высокой чувствительностью и малым временем проведения испытаний. Оно осуществляется без разрушения образцов, требует минимум затрат при их подготовке.

Измерения микротвердости образцов сплава проводили на приборе ПМТ-3М в соответствии с ГОСТ 9450–76, при нагрузках на индентор $P=1\text{Н}$ (100г) и времени выдержки при этой нагрузке 10 сек (рисунок 2.13).

В ряде работ имеются достаточно полные сведения о методе определения микротвердости материалов, о микроструктурных изменениях, которые имеют место при испытаниях, о физической природе процессов микроидентирования. В качестве индентора при измерении микротвердости использовали правильную четырехгранную алмазную пирамиду с углом при вершине между противоположащими гранями 136° , аналогично определения твердости по Викерсу. Отпечатки на образец ставились через каждые 100 мкм. Число измерений на один образец составляло не менее 30. Микротвердость H_μ определяли в соответствии с ГОСТ 9450-76 по формуле:

$$H_\mu = \frac{P}{S} = \frac{1854P}{d^2} [\text{кгс/мм}^2] = \frac{18,2 \times 10^6 P (\text{кГ})}{d^2 (\text{мкм})} [\text{МН/м}^2 = \text{МПа}], \quad (34)$$

где d – диагональ отпечатка,

$$S = (d^2 / 1854) , \quad (35)$$

площадь боковой поверхности полученного пирамидального отпечатка.



Рисунок 2.13 – Общий вид ПМТ-3М

Испытания проводились на микротвердомере ПМТ-3М с объективом ЛОМО 92063 ($F=6.3$) и окуляром ФОМ-2-16. Погрешность измерений в соответствии с паспортными данными прибора составляет 10%.

При проведении испытаний в соответствии с рекомендациями ГОСТ 9450-76 соблюдались следующие правила:

— расстояние от центра отпечатка до края предмета должно быть не менее двойного размера отпечатка;

— расстояние между центрами соседних отпечатков должно превышать размер отпечатка более чем в 3 раза;

— минимальная толщина предмета или слоя должна превышать глубину отпечатка не менее чем в 10 раз.

Для обработки результатов измерений микротвердости применяли стандартные компьютерные программы статистики и корреляционного анализа.

Дополнительно к этому были произведены испытания поверхности покрытий на нанотвердость, основанные на применении трехгранной пирамидки (трехгранный пирамидальный индентор Берковича). Он позволяет избежать проблемы сведения четырех граней в одну точку, свойственной инденторам Виккерса, и получить радиус закругления вершины менее 100 нм. Зондирование пирамидальным индентором приводит к тому, что в отличие от макроиспытаний, деформируемый объем образца не остается неизменным в процессе нагружения, а растет на много порядков величины. Кроме того, этот метод позволяют

исследовать физико-механические свойства в наношкале и даже на атомарном уровне, что недоступно обычным технологиям механических испытаний [160].

Измерения нанотвердости проводились алмазным трехгранным индентором Берковича на нанотвердомере «НаноСкан-4D Компакт» по ГОСТ Р 8.748-2011. Диапазон нагрузок составляет от 1 до 500 мН. С помощью компьютерной программы задаются параметры испытаний – нагрузку, скорость нагружения, время выдержки, скорость разгружения. В процессе испытаний с высокой точностью регистрировалась зависимость перемещения вершины индентора от нагрузки с помощью емкостного датчика (рисунок 2.14).

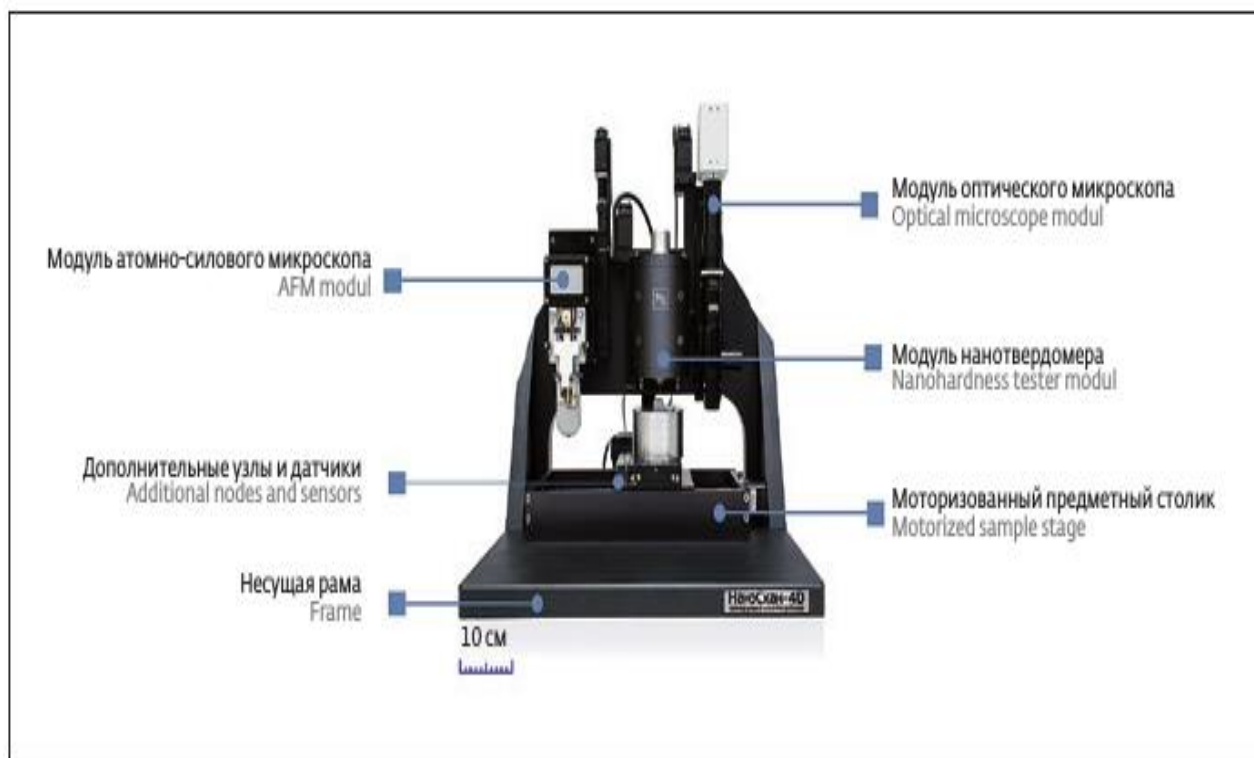


Рисунок 2.14 – Блок-схема нанотвердомера «НаноСкан-4D Компакт»

Прибор содержит узел нагружения, прецизионный датчик для регистрации перемещения индентора на мягких пружинах, конструктивно объединенные в одну измерительную головку, контроллерный блок и компьютер с пакетом программ для управления всеми рабочими циклами прибора, сбора, обработки и хранения данных. Для выбора места укола служит оптический микроскоп, а для позиционирования и перемещения образца – двух или трехкоординатный столик. Разрешение тракта измерения перемещения зонда может составлять сотые доли нм. На рисунке 2.15 представлен общий вид нанотвердомера «НаноСкан-4D Компакт».

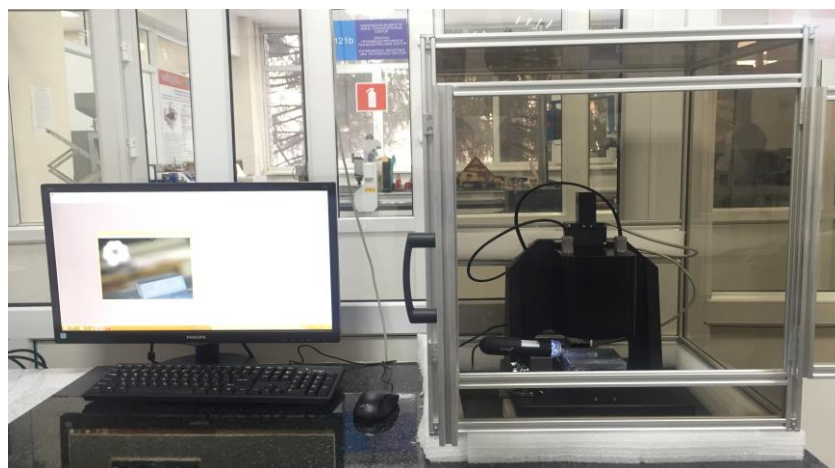


Рисунок 2.15 – Внешний вид нанотвердомера «НаноСкан-4D Компакт»

В исследованиях по индентированию происходит запись кинетической диаграммы, и одновременно определяется твердость и модуль Юнга, а их соотношение позволяет сравнивать относительную твердость разных материалов, в том числе в различном структурном состоянии. Этот метод позволяет изучать микромеханическое поведение и структурную чувствительность механических свойств тонких приповерхностных слоев. Датчик образуют две стеклянные пластины, расположенные на расстоянии 200 мкм друг от друга.

Третья пластина закреплена на стержне индентора. При изменении глубины отпечатка емкость датчика изменяется, что позволяет непрерывно контролировать перемещение вершины индентора. На нижнем конце стержня закреплен трехгранный индентор Берковича, а на верхнем – находится катушка индуктивности.

Катушка помещена в постоянный магнит, при этом при пропускании тока через катушку индуктивности стержень с индентором выталкивается из магнита и к индентору прикладывается нагрузка. В диапазоне от 0 до 150 мН связь между током и нагрузкой линейная, что позволяет контролировать силу, приложенную к индентору. Во время испытаний прибор позволяет фиксировать три параметра – нагрузку, перемещение вершины индентора и время.

В процессе испытаний с высокой точностью регистрировалась зависимость перемещения вершины индентора Берковича от нагрузки. Точность измерения глубины отпечатка равна $\pm 0,04$ нм, нагрузки на индентор ± 75 нН. Прибор выполняет около трех замеров нагрузки и перемещения за 1 секунду. Для уменьшения вибраций прибор установлен на виброизолирующем столе.

Скорость внедрения индентора 5 нм/с. При каждом испытании индентор нагружался/разгружался три раза, каждый раз для более высокой нагрузки, которая не превышала 10 мН при глубине 150 нм.

При внедрении индентора вблизи области контакта создается сложное напряженное состояние, близкое к всестороннему сжатию, а деформация,

распространяющаяся вглубь материала, имеет как упругую (обратимую), так и пластическую (необратимую) составляющую.

Благодаря этому при наноиндентировании возможно получить информацию как о твердости, так и о модуле Юнга, а также оценить долю упругой составляющей в общей деформации или упругое восстановление.

Значение твердости рассчитывалось как отношение максимальной нагрузки к площади проекции невосстановленного отпечатка, а модуль упругости - исходя из площади проекции отпечатка, контактной жесткости, определяемой как наклон верхней трети кривой нагружения, и задаваемого коэффициента Пуассона.

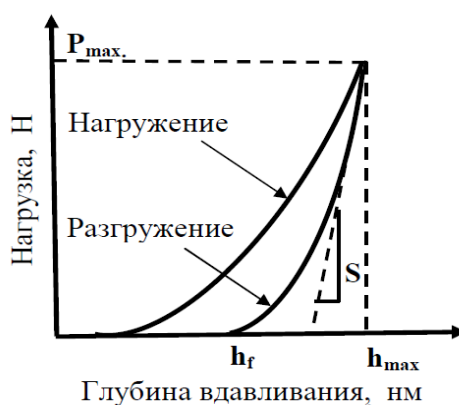


Рисунок 2.16 – Зависимость нагрузки от глубины вдавливания [119, с.87]

2.9 Трибологические испытания

Испытания на износостойкость проводили на установке НИЦ «Инженерия поверхности и трибология» ВКУ им. С. Аманжолова для испытания материалов на абразивное изнашивание [120].

Износостойкость испытуемого материала оценивали путем сравнения его износа с износом эталонного образца (сталь 45) согласно ГОСТ-23.208-79. Относительную износостойкость испытуемой стали вычисляли по формуле [163]

$$K_{II} = \frac{g_{\text{э}} \rho_{II} N_{II}}{g_{II} \rho_{\text{э}} N_{\text{э}}} \quad (36)$$

где $g_{\text{э}}$, g_{II} – значения потерь массы при испытаниях эталонного образца и образцов исследуемого материала, г;

$\rho_{\text{э}}$, ρ_{II} – плотность эталонного и исследуемого материала, г/см²;

$N_{\text{э}}$, N_{II} – количество оборотов ролика при испытаниях эталонного и исследуемого материалов.

Трибологические испытания на сухое трение были проведены в центре коллективного пользования НИ ТГУ, г.Томск, Россия где использовали высокотемпературный трибометр (ТНТ, CSM Instruments, Швейцария), а так же

на установке TRIBOMETER TRB³ (Anton Paar) в НИЦ «Инженерия поверхности и трибология» ВКУ им. С. Аманжолова.

Испытания при использовании трибометра основывались на измерении датчиком LVDT силы трения, возникающей при скольжении прижатого с заданным усилием к образцу сферического неподвижного контртела. Трибологические измерения проводили на воздухе ($30\pm 5^\circ\text{C}$) в режиме сухого трения по схеме «pin-on-disk» («шарик-диск») (рисунок 2.17) в соответствии с международными стандартами ASTM G-99 с использованием контртела (шарика с диаметром 6 мм) из Al_2O_3 . Нагрузка на контртело составляла 5 Н. Линейная скорость – 2 см/с. Путь трения - 31,4 м.

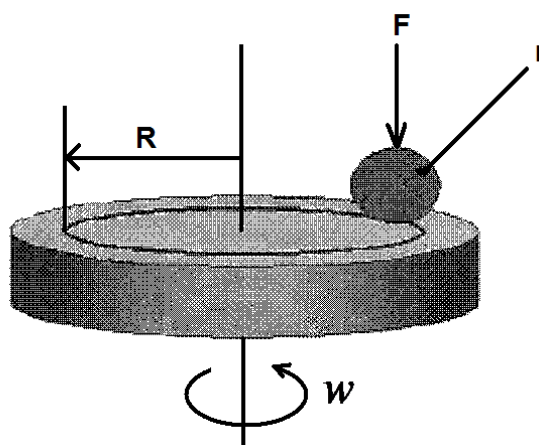


Рисунок 2.17 – Схема проведения испытаний образцов на износостойкость по методу «шар-диск»

В процессе исследования был проведен анализ продуктов износа, а также контактного участка на контртеле путем исследования строений бороздок износа на поверхности исследуемых покрытий, а также изменения пятен износа на шарике. Измерения вертикального сечения бороздок износа были проведены на профилометре в четырех диаметрально и ортогонально противоположных областях, после чего было рассчитано среднее значение глубины бороздки и площади сечения.

Измерение профиля поверхности проводилось с помощью прибора-профилометра путем измерения вертикального отклонения алмазного наконечника (щупа), перемещающегося с постоянной скоростью в условиях механического контакта с образцом. Прибор имеет мультифункциональный порт RS-232, с помощью которого возможно передавать данные на принтер для печати или на компьютер для последующего анализа с использованием дополнительного программного обеспечения Talyprofile. Программное обеспечение позволяет проводить расчет параметров, задавать режимы расчета в полном соответствии с международными стандартами.

Выводы по разделу

В общем объеме производства сталей большую часть составляют углеродистые стали, которые широко применяются в связи с сравнительно простым способом получения и невысокой стоимостью. Детали, изготовленные из этого класса материалов определяют работоспособность изделия в целом. В соответствии с поставленными задачами в качестве материала исследования была выбрана бандажная сталь марки 2, применяемая в сфере металлургии и машиностроения, для изготовления бандажей грузовых, пассажирских и маневровых локомотивов, вагонов метрополитена и бандажей колесных для пар трамвайных вагонов которые во время эксплуатации подвергаются износу и требуют упрочнения их изнашиваемой поверхности.

В настоящее время, наряду с металлургическими методами и термической обработкой в условиях заводов-изготовителей для повышения срока службы деталей рассматривается и местное поверхностное упрочнение изнашиваемых поверхностей с использованием различных технологий, применяемых как при изготовлении, так и в процессе эксплуатации.

Рассмотренные виды поверхностного упрочнения по своим конечным результатам структурно-фазового состояния, твердости и износостойкости упрочненного слоя, являются равноценными, но различаются по трудоемкости, стоимости оборудования и другим техническим показателям, определяющим себестоимость обработки. Одним из перспективных методов закалки высококонцентрированными источниками нагрева является электролитно-плазменная поверхностная закалка, характеризующаяся сравнительно меньшей энергоемкостью, простотой технологического оборудования и большими размерами упрочненной зоны.

Фазовые и структурные превращения в углеродистых сталях при поверхностном упрочнении играют важную роль, так как образование дефектов и износ в процессе эксплуатации во многом зависят от структурных составляющих поверхностного слоя. Свойства различных структур поверхностного слоя зависят от механизма образования, формы, размера, плотности дислокаций упрочняющей фазы, которые формируются при электролитно-плазменной поверхностной закалке.

Для выяснения физических механизмов формирования структурно-фазовых состояний и тонкой структуры при электролитно-плазменной поверхностной закалке обеспечивающие повышение твердости и износостойкости необходим их анализ методом металлографического исследования с применением оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, а также рентгеноструктурного анализа.

3 ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ МАРКИ 2 В РЕЗУЛЬТАТЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ

В данной главе представлены результаты изучения влияния упрочняющего поверхностного слоя при плазменной закалке в катодном режиме на механические и трибологические характеристики колесной стали марки 2. На основе полученных экспериментальных данных разработан способ электролитно-плазменного поверхностного упрочнения колесной стали и определен оптимальный режим.

Результаты исследования, приведенные в данном разделе, опубликованы в работах [121-129].

3.1 Способ электролитно-плазменной поверхностной закалки

Электролитно-плазменную поверхностную закалку в катодном режиме проводили на установке электролитно-плазменной обработки в Научно-исследовательском центре «Инженерия поверхности и трибология» при НАО Восточно-Казахстанском университете имени Сарсена Аманжолова [121,122].

Установка для проведения электролитно-плазменной поверхностной закалки конструктивно состоит из источника питания, камеры обработки материалов и персонального компьютера (рисунок 3.1). В таблице 3.1 приведены основные технические характеристики установки.

Таблица 3.1 – Технические характеристики установки

| Наименование параметра | Значение |
|--|--------------|
| Напряжение питающей сети, В | 380 |
| Частота тока питающей сети, Гц | 50 |
| Максимальная потребляемая мощность не более, кВт | 40 |
| Выходного напряжения, В | 0 до 350 |
| Выходной ток, А | 0 до 60 |
| Габаритные размеры источника питания, не более, мм | 700×440×600 |
| Габаритные размеры камеры установки, не более, мм | 660×660×1520 |
| Масса источника питания, не более, кг | 150 |
| Масса камеры установки без раствора, не более, кг | 40 |

Схематическое изображение установки (рисунок 3.2а) для электролитно-плазменной поверхностной закалки [92, с.74], и процесс обработки (риунок 3.2б) показан на рисунке 3.2. В качестве источника питания для установки ЭПО использовали выпрямитель который дает на выходе максимально 360В/60А в виде постоянного тока.



Рисунок 3.1 – Внешний вид экспериментальной установки для проведения электролитно-плазменной обработки материалов

Учитывая что выпуск источников питания с необходимыми электрическими параметрами ограничен, энергопитание установки для проведения электролитно-плазменной обработки было произведено мощным выпрямителем изготовленным авторами работ [92, с.68].

Изготовленный источник питания постоянного тока состоит из сварной каркаса укрепленного на основании трансформатора для понижения с мощностью 40 кВт. Питание данного источника проводится от трехфазной сети переменного тока с частотой 50 Гц и напряжением с максимальным значением 380 В.

Источник питания управляется кнопками отмеченными «Пуск» и «Стоп» которые расположены на передней панели корпуса данного источника. Для защищения цепей от коротких замыканий установлен предохранитель. Регулируемое напряжение для проведения процесса электролитно-плазменной обработки в пределах значений $U =$ от 0 до 360 Вольт, значение силы тока составляет до $I = 100$ Ампер [92, с.72].

Для проведения поверхностной закалки сталей наиболее широко применяются водные растворы карбоната натрия. Как известно [123], для катодного процесса наиболее оптимальным компонентом, обеспечивающим устойчивый разряд, является карбонат натрия. В связи с этим, для проведения поверхностной закалки был выбран электролит на основе карбоната натрия. С целью предотвращения процесса обезуглероживания в состав электролита был добавлен карбамид. Выбор карбамида связан с тем, что данное вещество является источником углерода, а так же характеризуется дешевизной и

экологической безопасностью. Важно также отметить, что карбамид хорошо растворим в воде: при 20°C растворимость карбамида 51,83 % (масс). Кроме того, карбонат натрия хорошо взаимодействует с карбамидом. В связи с этим, в качестве компонента, обеспечивающего оптимальное значение электропроводности электролита выбран карбонат натрия, а с целью предотвращения обезуглероживания поверхности выбран карбамид.

Для ЭППЗ нами были выбраны следующие электролиты, содержащие карбамид и карбонат натрия с различными концентрациями указанными в таблице 3.2.

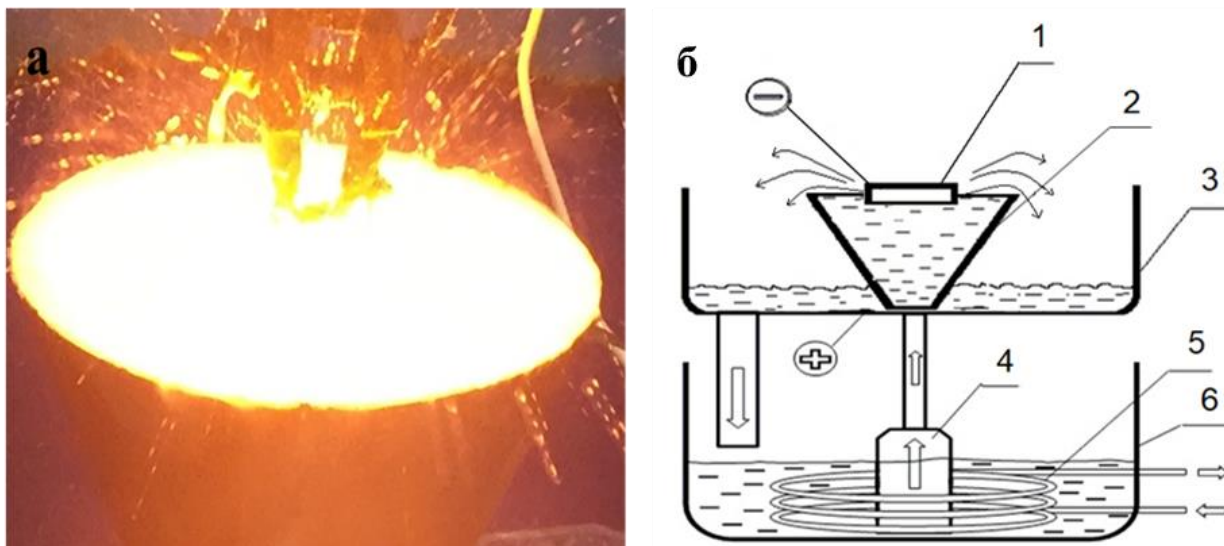
Таблица 3.2 – Рабочий состав электролитов на водной основе

| № электролита | Карбонат натрия Na ₂ CO ₃ , % | Карбамид (NH ₂) ₂ CO, % | Вода H ₂ O, % |
|---------------|--|---|-----------------------------|
| 1 | 10 | 10 | 70 |
| 2 | 20 | 10 | 80 |
| 3 | 15 | 15 | 70 |
| 4 | 10 | 20 | 70 |
| 5 | 20 | 20 | 60 |

В общих чертах процесс упрочнения осуществляется следующим образом: перед началом работы рабочая ванна заполняется электролитом. Затем электролит с помощью насоса, установленного на дне рабочей ванны, поступает в электролитическую ячейку. При этом электролит выходит через отверстие конусообразной перегородки в виде струи и заполняет электролитическую ячейку. Затем электролит сливается через край электролитической ячейки в поддон, а затем обратно в рабочую ванну. Таким образом, электролит находится в циркуляционном режиме.

Для проведения ЭППЗ исследуемый образец из стали марки 2 устанавливают и зажимают (рисунок 3.2b) при помощи механизма зажима (1) над конусообразной формы электролитической ячейки (2) сделанной из нержавеющей стали, для проведения электролитно-плазменной поверхностной закалки [123]. Также используется насос (4) который имеет регулятор подачи жидкого электролита обеспечивая тем самым охлаждение температуры электролита до необходимого значения (поддерживалась на уровне 25±1°C). И использованный водный раствор электролита с поддона (3) подается в рабочую ванну (6) тем самым обеспечивая циркуляцию рабочего электролита. максимально 360В/60А.

Измерения температурных значений и контроль температуры активного электрода и рабочего электролита проводится цифровым мультиметром «UNI-T» и UT-70В с встроенными термопарами [92,с.69].



1– обрабатываемая деталь; 2 – конусообразная электролитическая ячейка из нержавеющей стали; 3– поддон; 4–насос; 5– теплообменник; 6– ванна с электролитом;

Рисунок 3.2 – Схематическое изображение (б) установки и обработка установленного на держателе образца электролитной плазмой в водном растворе электролита (а)

Само проведения процесса ЭППЗ управляется с помощью персонального компьютера, которое плавно и с достаточно высокой точностью позволяет регулировать основные энергетические параметры рабочей плазменной струи, как и динамику перемещения исследуемой детали (образца) проходящую ЭППЗ. Глубину погружения образца или рабочей поверхности детали в рабочий электролит можно регулировать при помощи зажима (1) перемещающегося вверх и вниз.

3.2 Изменение поверхностной твердости и глубины упрочненного слоя стали марки 2 при электролитно-плазменной поверхностной закалке

Одним из наиболее важных свойств рабочего, поверхностного слоя деталей, которое в значительной мере влияет на качество износостойкости этой детали, является твердость. В данной работе проведены исследования по изучению изменения значений микротвердости поверхностного слоя колесной стали марки 2 после ЭППЗ в электролите из водного раствора, содержащего 20 % карбоната натрия и 10 % карбамида [124].

На рисунке 3.3 показана структура поверхности исходного и обработанных образцов. Металлографический анализ показал, что в исходном состоянии сталь марки 2 имеет феррито-перлитную структуру углеродистой стали. Количество феррита составляет 35% [125].

После ЭППЗ с продолжительностью нагрева 2 с микроструктура меняется,

наблюдается эффект закалки и на поверхности формируется мартенсит. Образование цементитной сетки в структуре стали марки 2 в результате ЭППЗ, которая расположена вокруг феррита существенно повышает микротвердость стали марки 2.

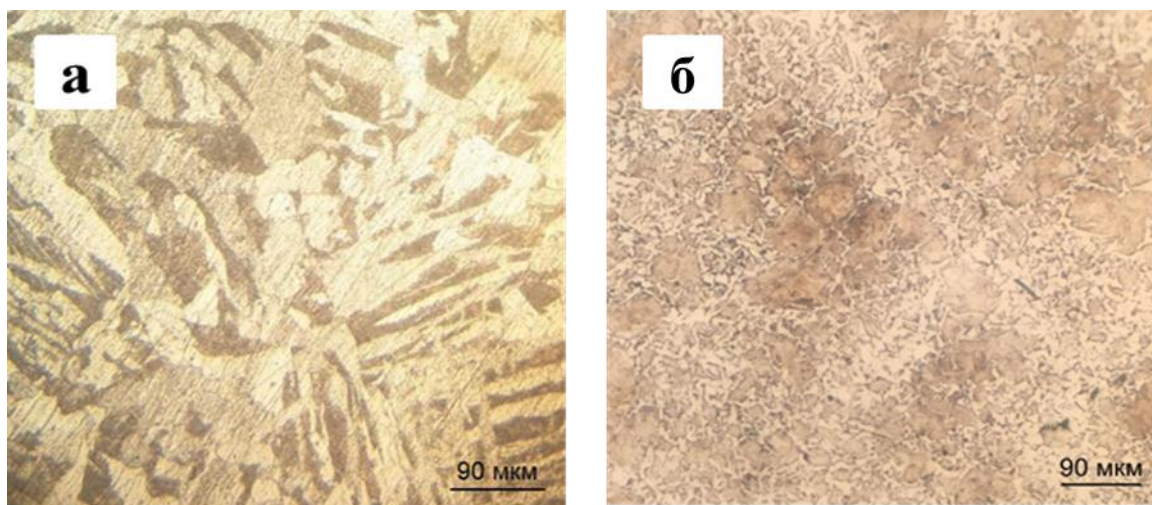


Рисунок 3.3 – Микроструктура стали марки 2 до (а) и после ЭППЗ (б)

Изменения микротвердости образца стали марки 2 после электролитно-плазменной поверхностной закалки изучены не только на поверхности но и по поперечному сечению.

Согласно [126] полученным результатам (Рисунок 3.4) средние значения микротвердости в зоне поверхностной закалки составляет ~ 420 HV, в зоне термического влияния равно ~ 260 HV и соответственно в матрице стали марки 2 значение микротвердости осталась неизменной ~ 140 HV.

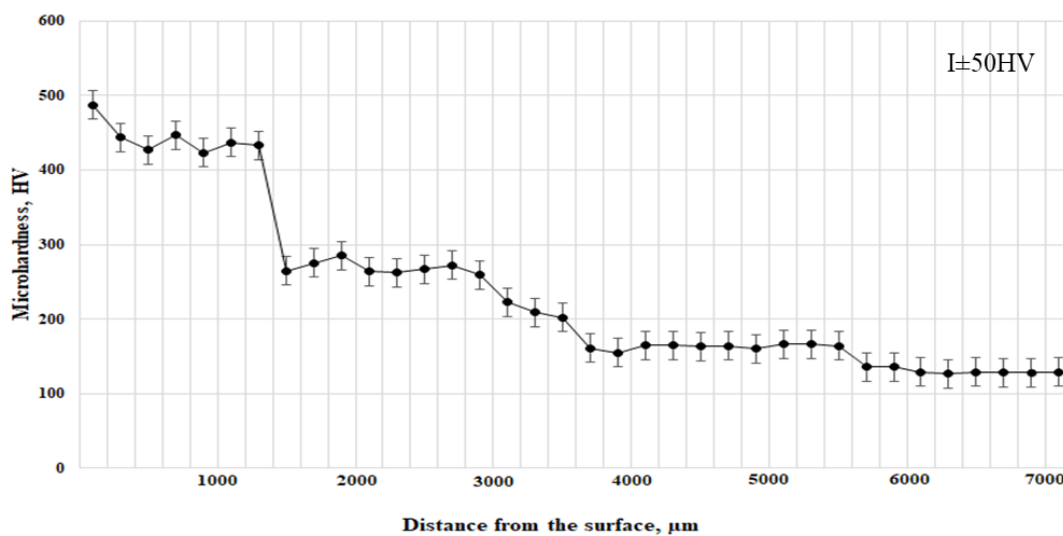


Рисунок 3.4 – Микротвердость поперечного сечения образцов стали марки 2 после ЭППЗ

При исследовании микроструктуры приповерхностных слоев образцов стали марки 2, подвергнутых электролитно-плазменной поверхностной закалке в плазме электролита, были так же обнаружены структурные изменения.

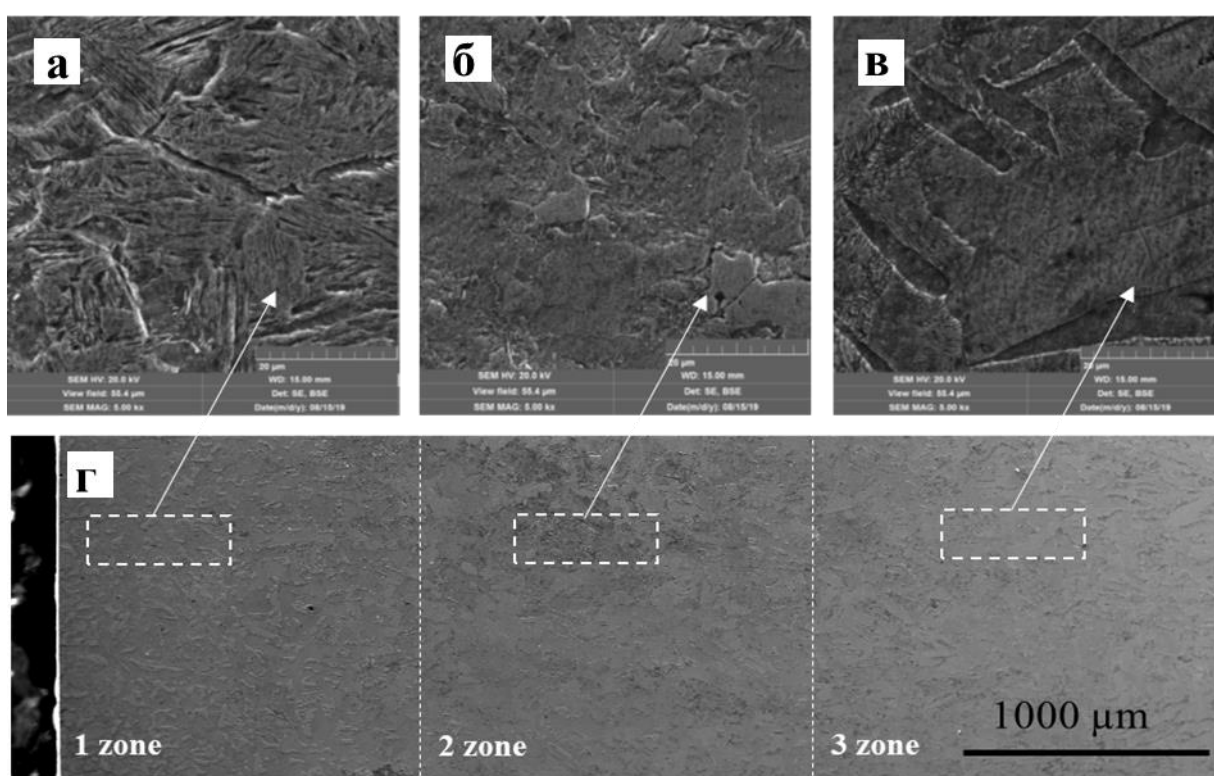
На рисунке 3.5 (а-с) показан снимок микроструктуры поперечного сечения стали после обработки в электролите.

Как видно из рисунка 3.5 электролитно-плазменная поверхностная закалка привела к изменению микроструктуры поперечного сечения образца, где видна типичная электролитно-плазменной обработке зональность структур [127]. Если быть точнее структура поперечного сечения состоит из 3-зон:

Зона 1 – зона поверхностной закалки с толщиной 1000-1500 μm ,

Зона 2 – зона термического влияния,

зона 3 – матрица (исходная структура).



а) закаленный слой; б) переходной слой; в) незакаленный слой; г) общий вид;
Рисунок 3.5 – Снимки микроструктуры по поперечному сечению стали марки 2 после электролитно-плазменной поверхностной закалки,

На рисунке 3.6 представлены рентгеновские дифрактограммы стали марки 2 до и после проведенной ЭППЗ. На полученных дифрактограммах видно, что после ЭППЗ на поверхности стали образуется мартенсит, цементит, а также окись железа.

Хотелось бы отметить [96, с.91] что рентгеноструктурный анализ определяет наличие любой фазы при содержании её в количестве, не менее 2%. Для выявления же фаз образовавшихся в процессе ЭППЗ в меньших

соотношениях используется метод просвечивающей электронной микроскопии.

Так же, только при помощи метода электронной просвечивающей микроскопии можно получить экспериментальные данные о тонкой структуре материала, которые позволят изучить произошедшие изменения как на качественном так и на количественном уровне, что и было выполнено с образцами стали марки 2, результаты которого подробно описаны и приведены в разделе 4 данной диссертационной работы.

Микроструктура же поверхности закаленного образца стали марки 2 представляет собой мелкозернистую ферритную структуру.

Образование модифицированного слоя из мелкозернистого феррита с частицами цементита в поверхностных слоях будет положительно влиять на эксплуатационные свойства деталей.

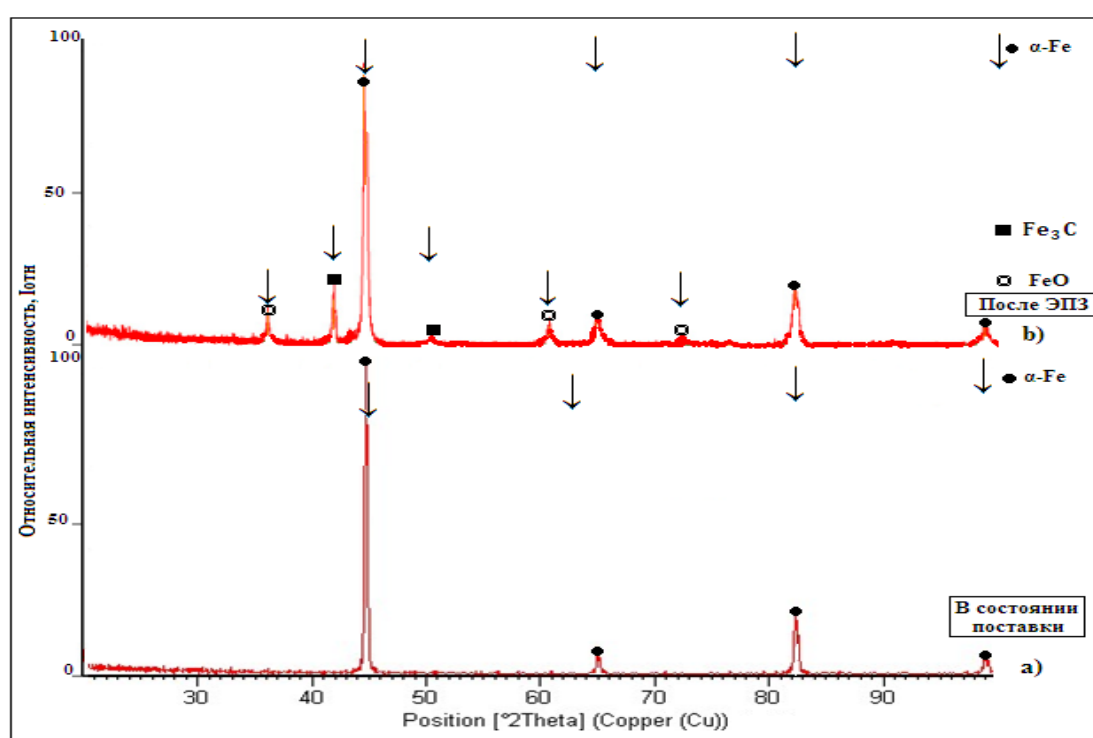


Рисунок 3.6 – Рентгенофазовый анализ стали марки 2

3.3 Влияние электролитно-плазменной поверхностной закалки на коррозионную стойкость и прочностные характеристики колесной стали

Для сравнительной оценки коррозионных процессов были исследованы исходный образец стали марки 2 и образец после ЭПЗ.

Оценка коррозионного поведения образцов проводилась по величине их электродных потенциалов, путем задания, измерения и регулирования токов и напряжений на рабочем электроде в процессе электрохимических исследований. Результаты испытаний коррозионных процессов показаны в таблице 3.3. Определено, что коррозионные характеристики стали марки 2 после ЭПЗ улучшаются.

Таблица 3.3 – Результаты испытаний коррозионных процессов стали марки 2

| Образец | S, см ² | E _{corr} , мВ | I _g (i) | M, г/моль | n, г/моль | F, Кл/моль | t, с | p, г/см ³ | i _{corr} , А | j _{corr} , А/см ² | m, г | l, см | R _{corr} см/год |
|------------|--------------------|------------------------|--------------------|-----------|-----------|------------|----------|----------------------|-----------------------|---------------------------------------|-------|-------|--------------------------|
| исходный | 0,924 | -900 | -2,6 | 62,04 | 16 | 96485 | 3,15E+07 | 7,87 | 0,00251 | 2,72E-03 | 3,280 | 0,45 | 0,755 |
| после ЭППЗ | 0,711 | -908 | -2,49 | 62,04 | 16 | 96485 | 3,15E+07 | 7,87 | 0,00324 | 4,55E-03 | 4,226 | 0,76 | 0,451 |

Так же после проведения ЭППЗ были изучены и рассмотрены прочностные характеристики образцов из колесной стали на растяжение при комнатной температуре на универсальной установке для испытаний WDW-5E, в соответствии с ГОСТ 1497-87.

Определение таких характеристик как предел прочности, текучести и относительного удлинения образцов колесной стали проводили экспериментально не менее чем на четырех образцов на каждую составляющую и по полученным усредненным данным были определены механические характеристики, числовые значения которых представлены в таблице 3.4. При проведении экспериментов погрешности измерения пределов прочности и текучести не превышали 7 % в соответствии с ГОСТ.

Результаты зависимости приложенной нагрузки от удлинения стали марки 2 приведен в виде графика и показан на рисунке 3.7.

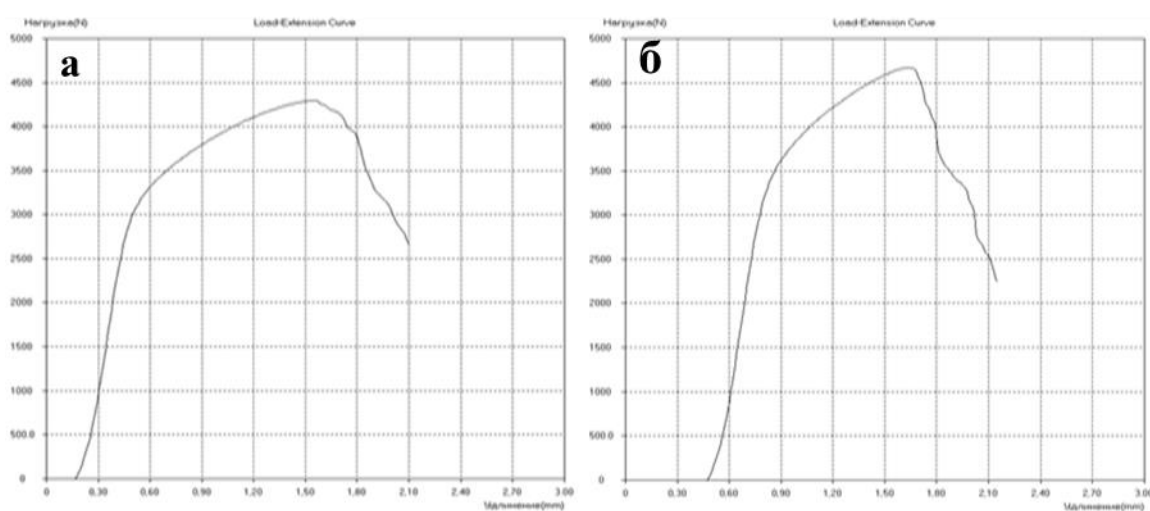


Рисунок 3.7 – График зависимости нагрузки от удлинения образца стали марки 2 до (а) и после (б) ЭППЗ

Таблица 3.4 – Среднее значение прочностных характеристик стали марки 2

| Материал | σ_B | $\sigma_{0,2}$ | δ | ψ | HV |
|------------|------------|----------------|----------|--------|-----|
| | МПа | | % | | МПа |
| исходный | 458 | 315 | 14 | 22,5 | 140 |
| после ЭППЗ | 569 | 352 | 16 | 27 | 420 |

3.4 Влияние электролитно-плазменной поверхностной закалки на трибологические свойства колесной стали

Механизм износа деталей при эксплуатации сложен и включает в себя абразивный, адгезионный и диффузионный износы. Испытания на износостойкость проведены по схемам «шар - диск» и «плоская поверхность – вращающаяся диск».

Были исследованы трибологические свойства образцов до и после ЭППЗ.

Экспериментальные кривые зависимости коэффициента трения от времени трения исходных и обработанных образцов приведены на рисунке 3.2. Испытание проводилось по схеме «шар-диск», длина пробега составляла 35 м, скорость 2 см/с, нагрузка 5 Н. Из рисунка 3.8 видно, что коэффициент трения образцов стали марки 2 до и после ЭППЗ с продолжительностью нагрева 2 с увеличивается от 0,12 до 0,42 затем уменьшается до 0,4-0,338 и остается на этом уровне до конца трения. Это связано с шероховатостью поверхности, а также с неравномерностью поверхностного слоя по глубине, т.е. фрагментированная ферритная структура с образовавшейся на поверхности цементитной сеткой плавно переходит в ферритно-перлитную структуру. Экспериментальные кривые зависимости коэффициента трения от длины пробега приведены на рисунке 3.9. Результаты испытаний показали, что средние коэффициенты трения при нормальной силе 5 Н и скорости взаимного перемещения 2 см/с находятся в пределах от 0,27 до 0,40, что возможно свидетельствует о разрушении поверхностного слоя исследуемых образцов. Все обработанные показатели имеют хорошую степень улучшения трибологических свойств.

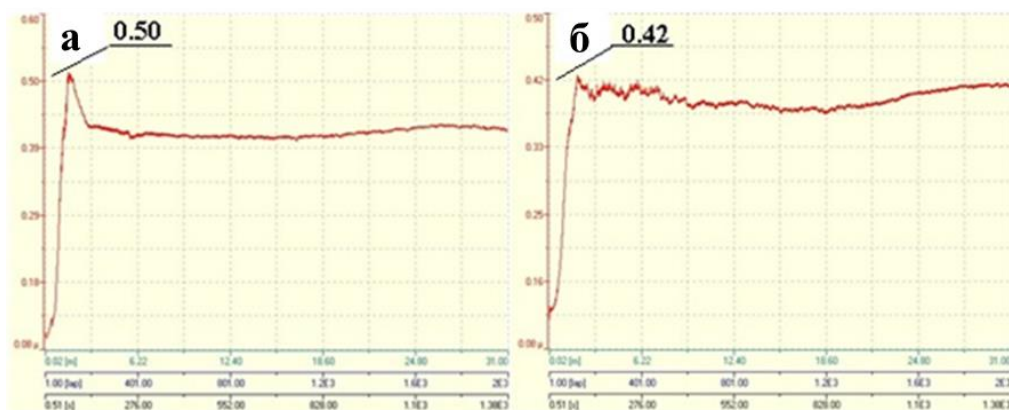


Рисунок 3.8 – Коэффициент трения стали марки 2 до (а) и после (б) ЭППЗ

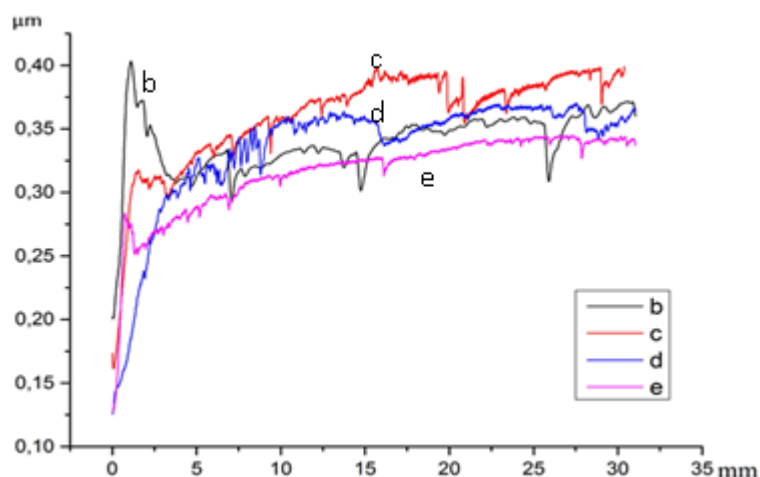


Рисунок 3.9 – Коэффициент трения стали марки 2 до и после ЭПЗ:
(b) исходный; (c) 2 с; (d) 3 с; (e) 4 с

Трибологические характеристики образцов до и после ЭПЗ характеризовались интенсивностью изнашивания (таблица 3.5). После ЭПЗ образцов наблюдается повышение износостойкости в условиях сухого трения.

Таблица 3.5 – Интенсивность изнашивания образцов стали марки 2 до и после ЭПЗ

| № п/п | <u>Наименование образцов</u> | Интенсивность изнашивания, мм ³ /(Н*м) |
|-------|------------------------------|---|
| 1 | <u>Исходный</u> | $4,83 \times 10^{-4}$ |
| 2 | <u>После ЭПЗ, 2 с</u> | $2,04 \times 10^{-4}$ |

С помощью профилометра были сделаны снимки зоны контакта исходных и обработанных ЭПЗ образцов стали марки 2 (Рисунок 3.10).

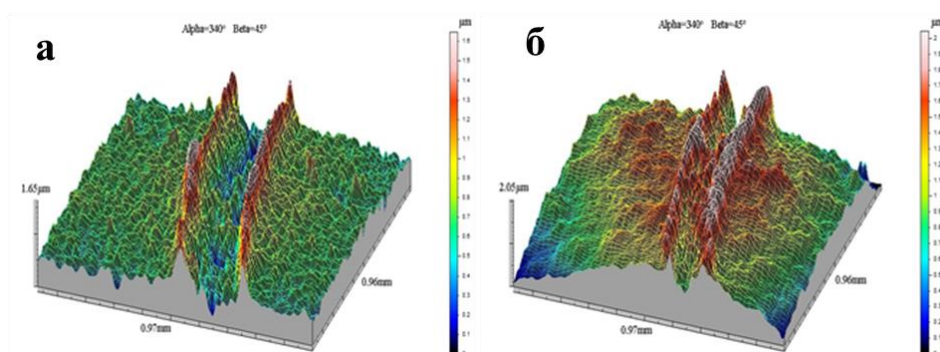


Рисунок 3.10 – Профили дорожек исходного (а) и упрочненного ЭПЗ (б) образцов стали марки 2

Результаты испытания образцов на абразивный износ были оценены потерей массы образцов после испытания.

На рисунке 3.11 показаны значения потерь массы образцов стали марки 2 до и после ЭППЗ. Значительное увеличение износостойкости наблюдается на всех образцах, подвергнутых ЭППЗ.

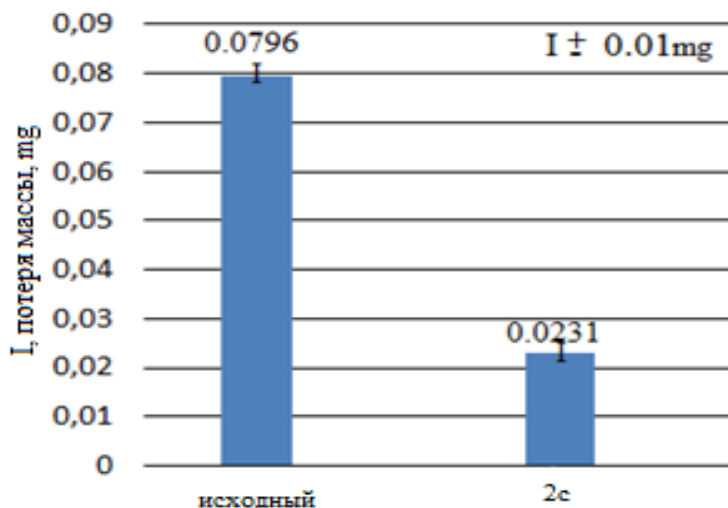


Рисунок 3.11 – Стойкость образцов стали марки 2 к абразивному износу

После закаливания образцов в водном растворе электролита обнаружено повышение износостойкости [128,129]. Результаты испытаний на износ показаны на рисунке 3.12. Также показаны результаты расчета объема износа образцов стали марки 2 до и после электролитно-плазменной поверхностной закалки в водном растворе электролита. По результатам проведенных исследований наблюдается значительное улучшение трибологических свойств относительно исходного состояния стали марки 2 после ЭППЗ.

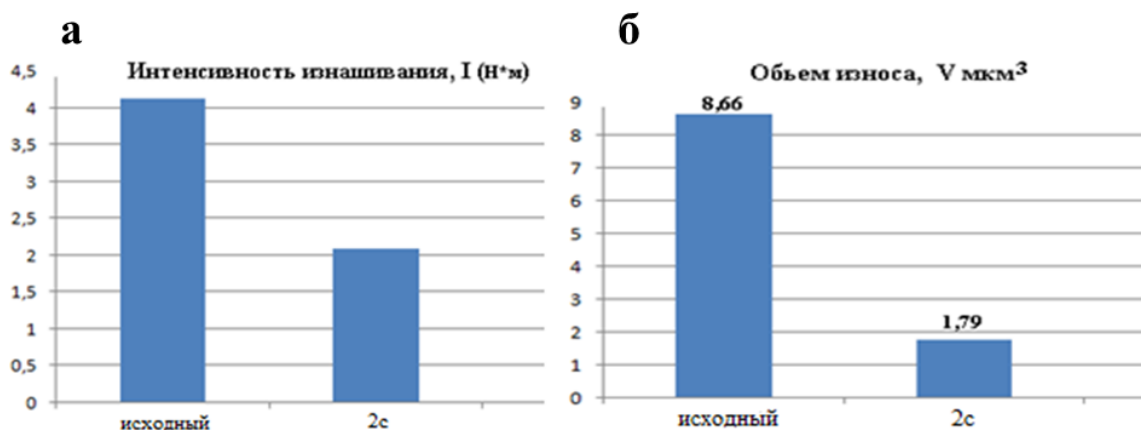


Рисунок 3.12 – Интенсивность изнашивания (а) и объем износа (б) бандажной стали марки 2 до и после ЭППЗ

Для выяснения структурных факторов, влияющих на износостойкость, твердость и другие характеристики сталей, были исследованы структурно-фазовые состояния упрочненных поверхностных слоев стали марки 2. Микроструктура поперечного сечения и распределение элементов по глубине стали марки 2 после электролитно-плазменной поверхностной закалки приведены на рисунках 3.13-3.14. Видно, что на поверхностном слое наблюдается накопление углерода. Это связано с тем, что во время нагрева поверхностный слой насыщался углеродом. Толщина модифицированного слоя составляет 0,6-1 мм.

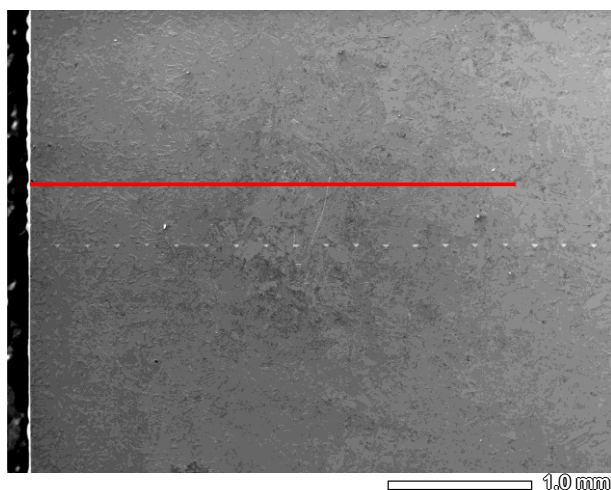


Рисунок 3.13 – Структура модифицированного поверхностного слоя по глубине стали марки 2

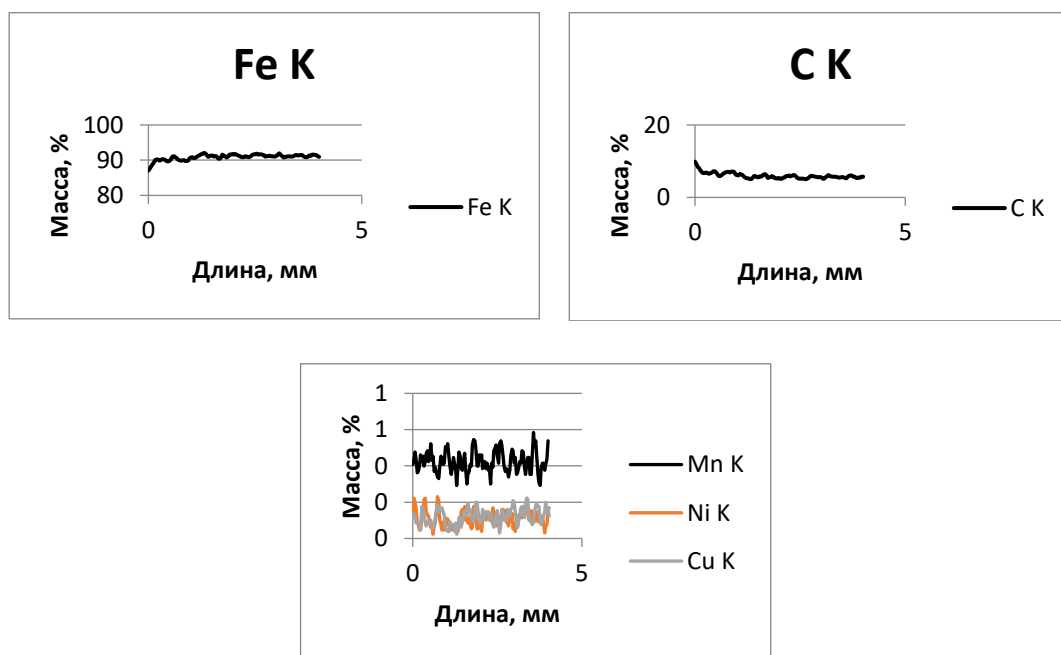


Рисунок 3.14 – Химический состав модифицированного поверхностного слоя по глубине стали марки 2

Выводы по разделу

На основании анализа результатов проведенных экспериментальных работ разработан способ обработки колесной стали электролитно-плазменной поверхностной закалкой в электролите из водного раствора, содержащий 10 % карбамида $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$ и 20 % карбоната натрия Na_2CO_3 .

Выявлено, что в результате ЭППЗ поверхностный слой стали марки 2 обладает более высокой микротвердостью средние значения которой в зоне поверхностной закалки составляет $\sim 420 \text{ HV}$, в зоне термического влияния равно $\sim 260 \text{ HV}$ и в матрице стали марки 2 значение микротвердости осталась неизменной $\sim 140 \text{ HV}$.

На основе полученных рентгенофазных результатов исследований, можно сказать, что при электролитно-плазменной поверхностной закалке поверхностный слой стали насыщается углеродом и на поверхностном слое формируется мартенсит, цементит и оксиды железа.

Установлено, что разработанный способ электролитно-плазменной закалки позволяет получить модифицированный слой толщиной 1000-1500 мкм с повышенной твердостью, коррозионностойкостью и износостойкостью в 2,5 – 3,8 раз обусловленную формированием фрагментированной структуры пакетно-пластинчатого мартенсита и карбидных частиц вторых фаз.

4 СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ МАРКИ 2 ДО И ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ

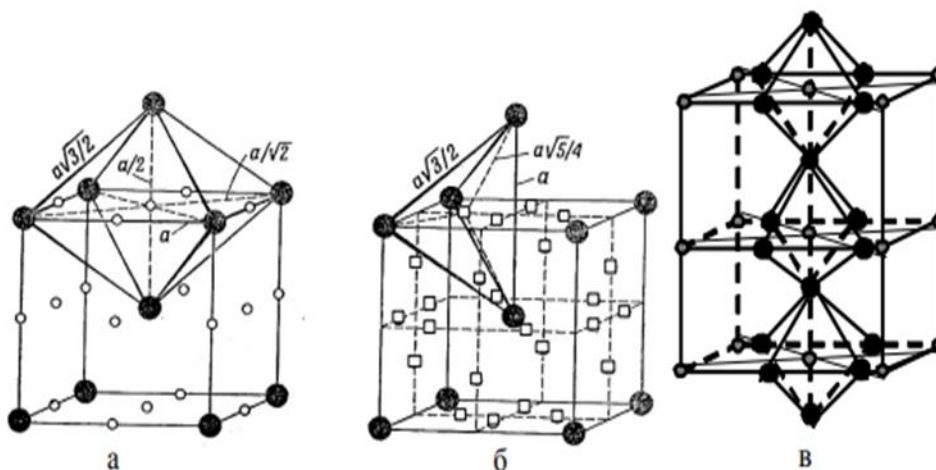
В данной главе диссертационной работы приведено описание фазового состава и морфологии стали марки 2 в исходном состоянии и после электролитно-плазменной поверхностной закалки. Данные описания сопровождаются изображениями полученными методом просвечивающей электронной микроскопии.

Приводятся светлопольные изображения и микродифракционные картины, полученные с этих участков, а также их темнопольные картины. В режиме «темного поля» видны исключительно частицы (или участки) заданной ориентации только той фазы, в чьем рефлексе они наблюдаются.

Результаты исследования, приведенные в данном разделе, опубликованы в работах [135-138].

4.1 Исходная структура и фазовый состав стали марки 2

Исследование выполнено как на качественном, так и на количественном уровне с помощью метода просвечивающей электронной дифракционной микроскопии на тонких фольгах. Все полученные данные обрабатывались статистически. Идентификация фаз проводилась по методикам рассмотренным в работах [130,131].



● – атом железа, ○ – атом углерода, ○ – октаэдрические (а) и □ – тетраэдрические (б) междоузлия, часть из которых может быть занята атомами углерода, в – цементита (карбид железа Fe_3C)

Рисунок 4.1 – Кристаллические решетки [96, с.81]

Для этого использовались схемы микродифракционных картин, рассчитанные по табличным значениям параметров кристаллических решеток.

Проведенные исследования показали, что в исходном состоянии матрица стали представляет собой α -фазу – твердый раствор углерода и легирующих элементов в α -Fe. α -фаза имеет объемно-центрированную кубическую (ОЦК) кристаллическую решетку (рисунок 4.1) и может представлять собой твердые растворы на основе железа атомов внедрения (C, N, B, S, P и др.) и замещения (Si, Mn, Ni, Cr, Mo, V, W и др.) одновременно.

Морфологическими составляющими α -фазы являются пластинчатый перлит и феррит.

Пластинчатый перлит, практически идеальный, т.е. представляет собой конгломерат чередующихся параллельных пластин феррита и цементита [132].

Феррит (α -фаза) в перлите имеет объемно-центрированную кубическую (ОЦК) кристаллическую решетку.

Цементит, являющийся химическим соединением углерода с железом (карбид железа Fe_3C), имеет орторомбическую кристаллическую решетку. Содержание углерода в цементите составляет 6.67 вес.%. Цементит в перлите может быть легированным, т.е. атомы железа могут замещаться атомами неметаллов: азотом, кислородом, бором, а атомы железа – металлами: марганцем (в неограниченном количестве), хромом (до 20%), молибденом (до 2%), ванадием (десятые доли %) и др.

Чистый углеродистый цементит является метастабильной фазой и вся диаграмма Fe – Fe_3C также метастабильна. Этот факт оказывает заметное влияние на свойства сталей этого класса.

Взаимная параллельность пластин означает, что:

–разные пластины одной фазы в пределах колонии имеют одинаковую ориентировку;

–взаимная ориентировка двух фаз (их ориентационное соотношение) обеспечивает наилучшее сопряжение двух кристаллических решеток по габитусной поверхности пластинок.

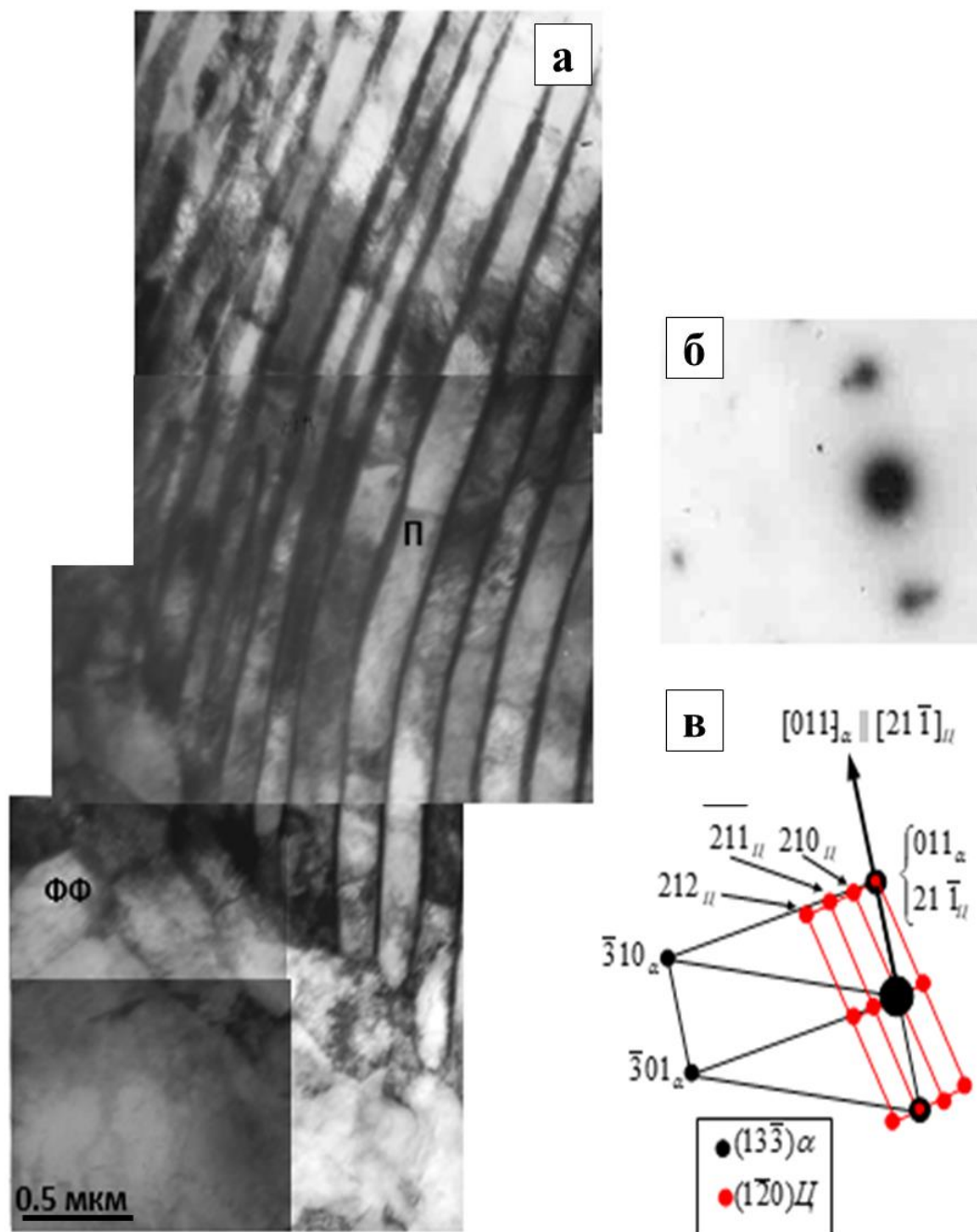
Установлено [133], что между ферритом и цементитом практически в каждой перлитной колонии соблюдается ориентационное соотношение Ю.А. Багаряцкого, не связанное с содержанием углерода в стали.

Необходимо отметить, что влияния легирования стали на кристаллографические характеристики в перлите не установлено [180].

Полученное во время проведенного исследования электронно-микроскопическое изображение пластинчатого перлита представлено на рисунке 4.2.

Из рисунка 4.2 видно что в исходном состоянии сталь марки 2 представляет собой феррито-перлитную смесь и что частицы цементита имеют пластинчатую форму, расположены практически параллельно относительно друг друга, а на микродифракционной картине (рисунок 4.2 б) присутствуют четкие рефлекссы, которые идентифицируются (рисунок 4.2 в) как рефлекссы цементита.

Черной стрелкой (картина 4.2 в) указаны совпадающие направления $[011]_{\alpha} \parallel [21\bar{1}]$ при этом $(13\bar{3})_{\alpha} \parallel (1\bar{2}0)_{\zeta}$ – соотношение Багаряцкого.



а – светлопольное изображение, б – микродифракционная картина, полученная с участка, отмеченного на (а) окружностью; в – её индцированная схема, содержащая рефлексy α -фазы и цементита

Рисунок 4.2 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры исходного состояния колесной стали марки 2

Объемная доля пластинчатого перлита составляет в объеме материала 35%.

Отметим, что для определения объемной доли был использован планиметрический метод, который сводится к измерению суммарной площади сечений данной структурной составляющей на определенной площади фольги.

Из представленных рисунков видно, что дислокационная структура в пластинах феррита представляет плотные дислокационные сетки. Средняя скалярная плотность дислокаций ρ , рассчитывалась методом прямоугольной сетки [134].

Выполненные расчеты показали, что средняя скалярная плотность дислокаций в ферритных пластинах равно значению $2.1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В цементитных пластинах дислокации не разрешаются.

Как показали проведенные исследования на просвечивающем электронном микроскопе в исходном состоянии колесной стали марки 2 феррит присутствует в виде нефрагментированного и фрагментированного феррита.

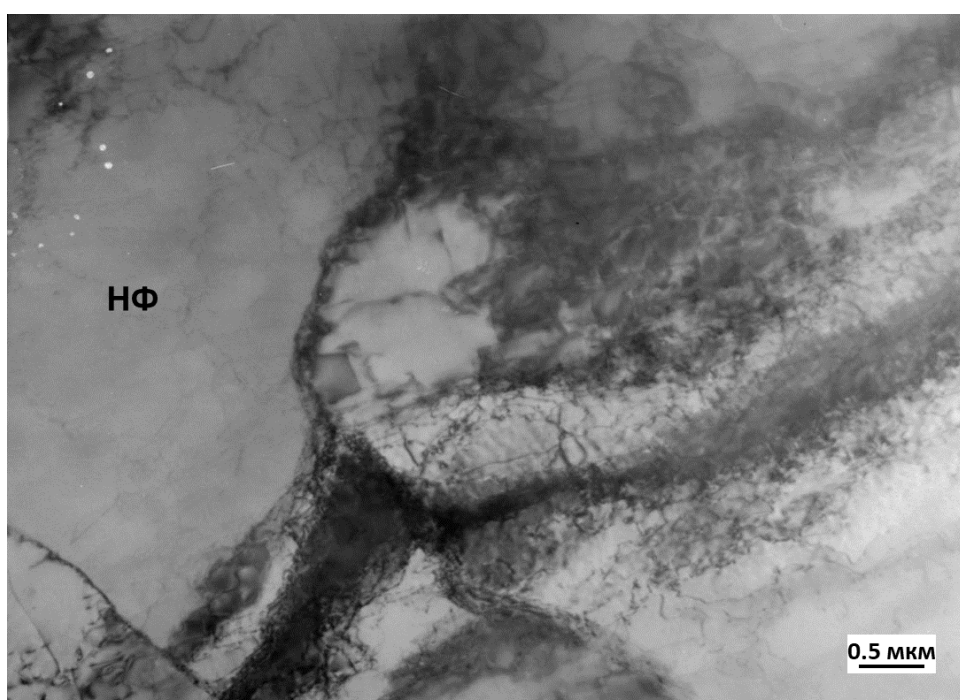


Рисунок 4.3 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры исходного состояния стали марки 2 (НФ – нефрагментированный феррит).

Нефрагментированный феррит – в исследованной колесной стали это отдельные зерна которые показаны на рисунках 4.3 - 4.4.

Дислокационная структура нефрагментированного феррита, как и в перлите, представлена дислокационными сетками, средняя скалярная плотность дислокаций составляет $2.57 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

По проведенным исследованиям исходного состояния колесной стали марки 2 на просвечивающем электронном микроскопе ни внутри зерен, ни на их границах карбидная фаза не обнаружена. Об этом свидетельствуют

микродифракционные картины, полученные с зерен нефрагментированного феррита. Один из таких примеров приведен на рисунке 4.3 и на рисунке 4.4.

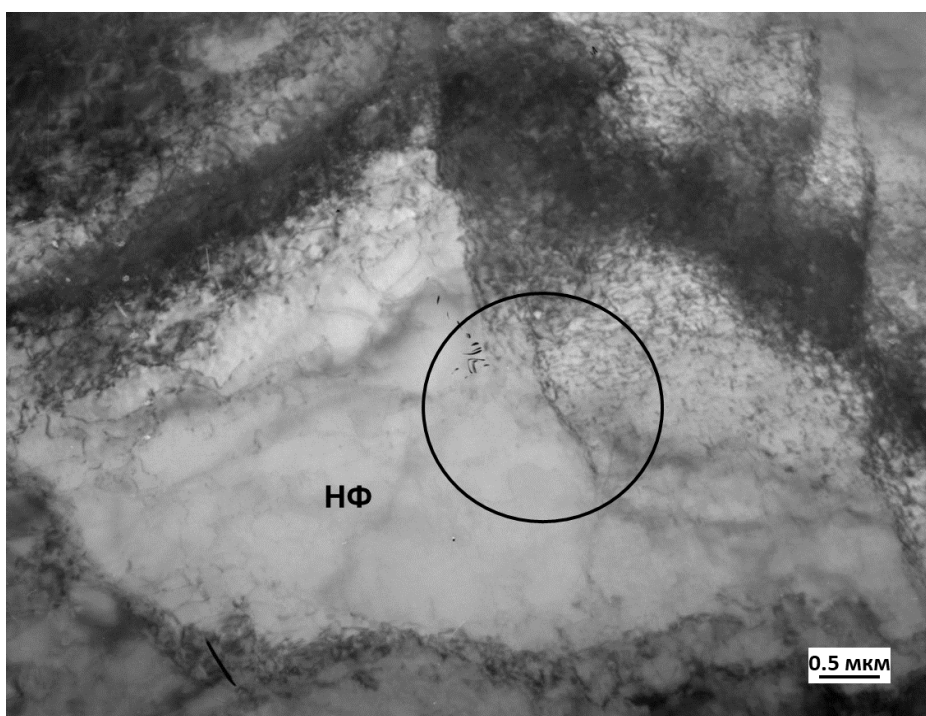


Рисунок 4.4 – Изображение тонкой структуры исходного состояния стали марки 2 полученное при помощи просвечивающего электронного микроскопа (НФ – нефрагментированный феррит).

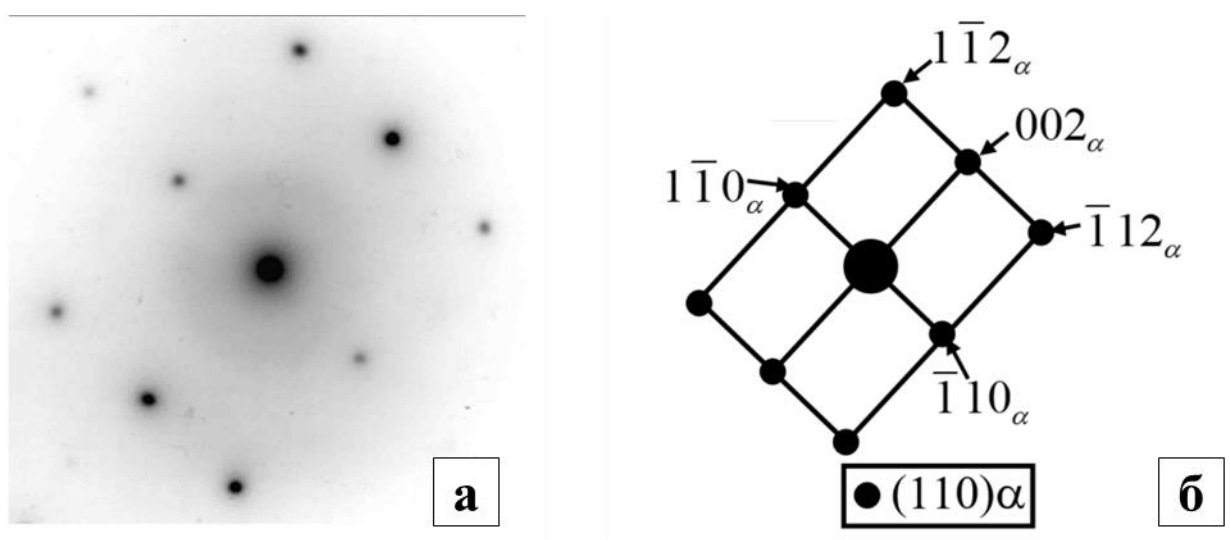


Рисунок 4.5 – Микродифракционная картина (а), полученная с участка зерна нефрагментированного феррита и её индицированная схема (б)

На рисунке 4.5 приведена микродифракционная картина (а), полученная с участка зерна нефрагментированного феррита выделенного черным кружком на

рисунке 4.4 и её индцированная схема (б), где видно что в исходном состоянии присутствуют рефлексы, принадлежащие только α -фазе.

По выполненным расчетам объемная доля нефрагментированного феррита в материале составляет $\sim 10\%$.

Фрагментированный феррит – субструктура, которая состоит из дислокационных субграниц (стенок фрагментов) и внутреннего пространства, содержащего или не содержащего дислокации.

По выполненным расчетам объемная доля фрагментированного феррита составила – 55% [135].

Дислокационная структура внутри фрагментов – также сетчатая. Средняя скалярная плотность во фрагментированном феррите практически такая же, как в нефрагментированном и составила $2.89 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

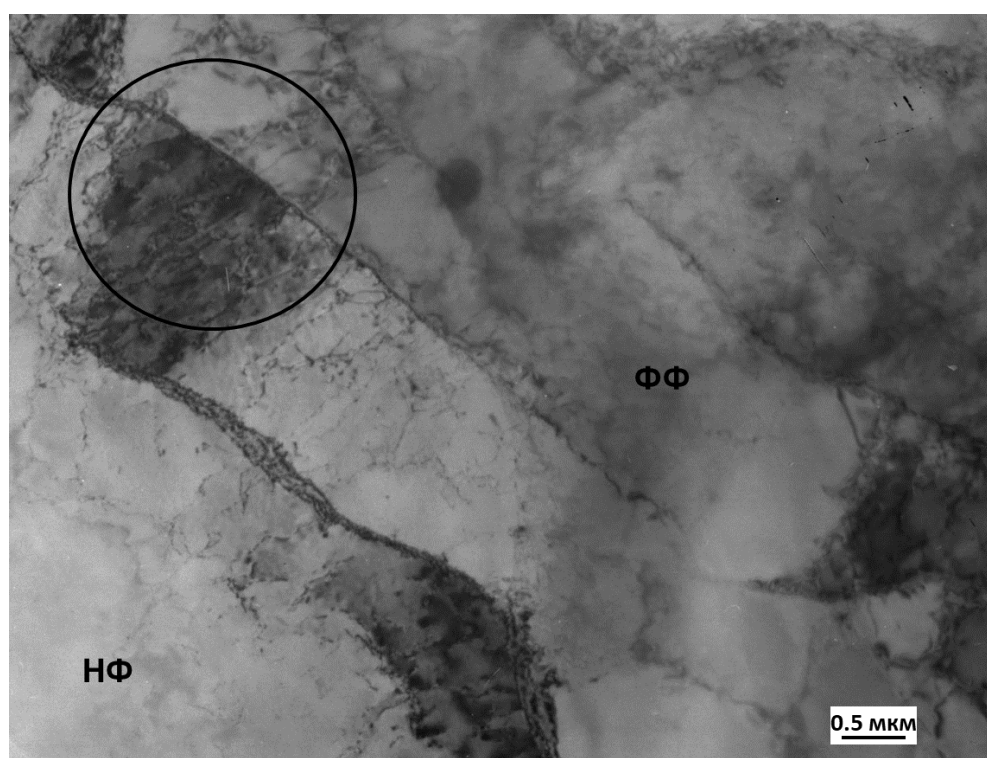


Рисунок 4.6 – Изображение тонкой структуры исходного состояния стали марки 2 полученное при помощи просвечивающего электронного микроскопа (НФ – нефрагментированный феррит, ФФ – фрагментированный феррит).

Границы фрагментов свободны от карбидов, внутри фрагментов карбидная фаза также не обнаружена. Доказательством этого является микродифракционная картина приведенная на рисунке 4.7а, полученная с участка фрагментированного феррита выделенного черным кружком на рисунке 4.6 и её индцированная схема приведенная на рисунке 4.7б – показывает что присутствуют рефлексы, принадлежащие только α -фазе.

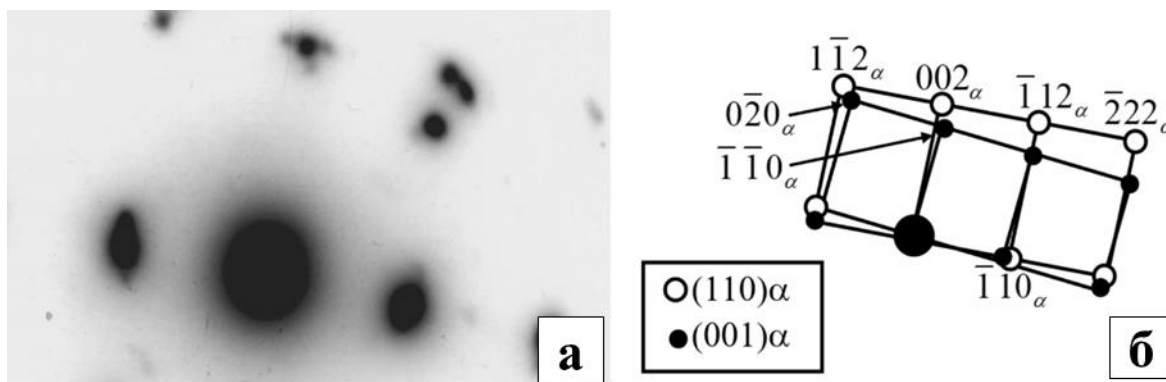


Рисунок 4.7 – Микродифракционная картина (а), полученная с участка зерна фрагментированного феррита и её индцированная схема (б).

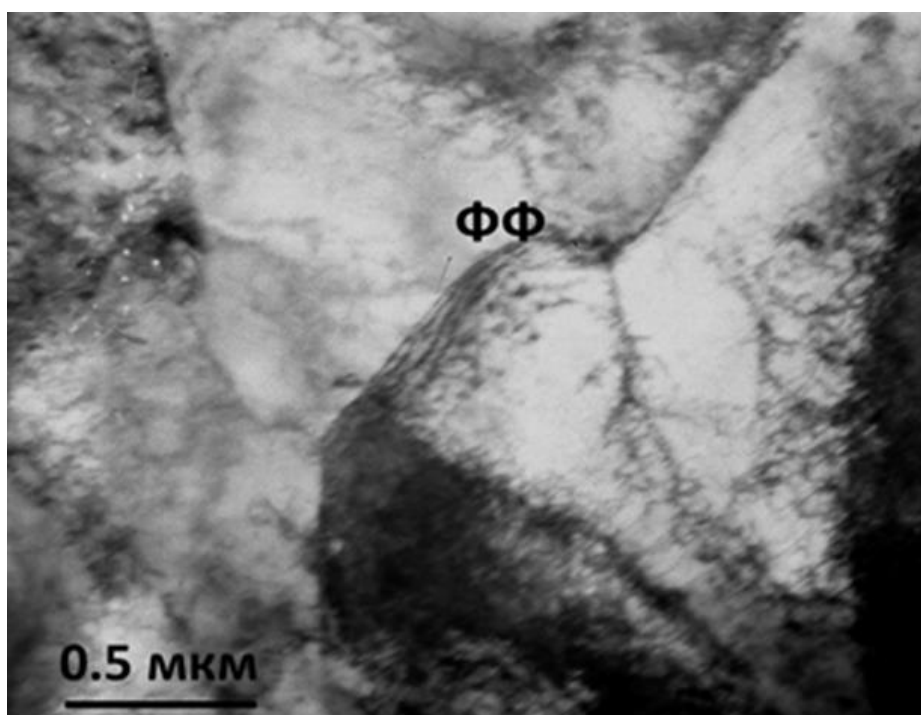


Рисунок 4.8 – Электронно-микроскопическое изображение фрагментированного феррита (тонкая структура исходного состояния стали марки 2)

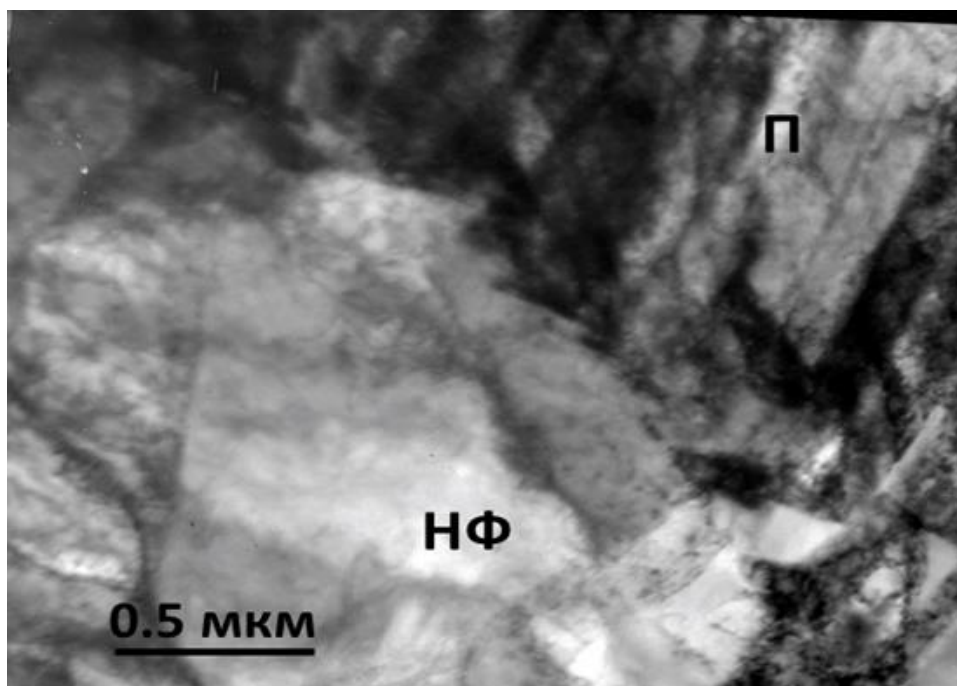
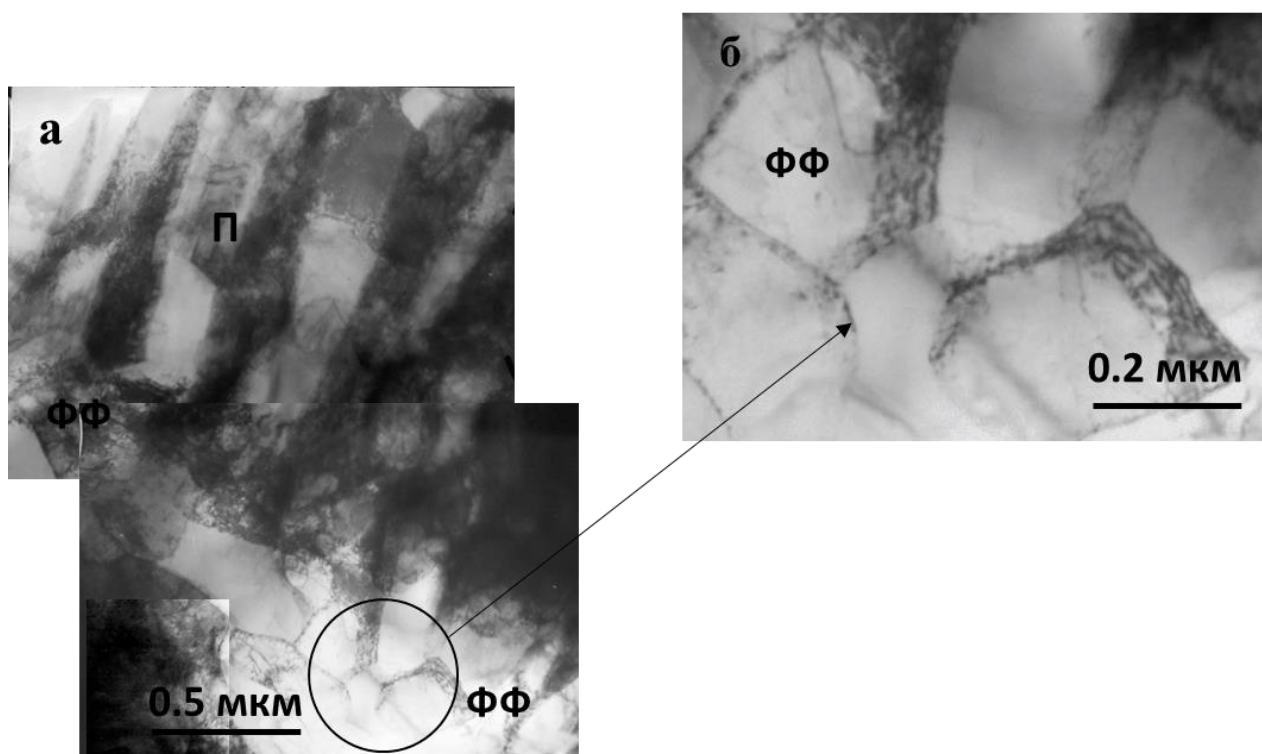


Рисунок 4.9 – Электронно-микроскопическое изображение нефрагментированного феррита и перлита (тонкая структура исходного состояния стали марки 2)



а – феррито-перлитная смесь, б – увеличенное изображение участка отмеченного черным кружком на (а)

Рисунок 4.10 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры исходного состояния стали марки 2

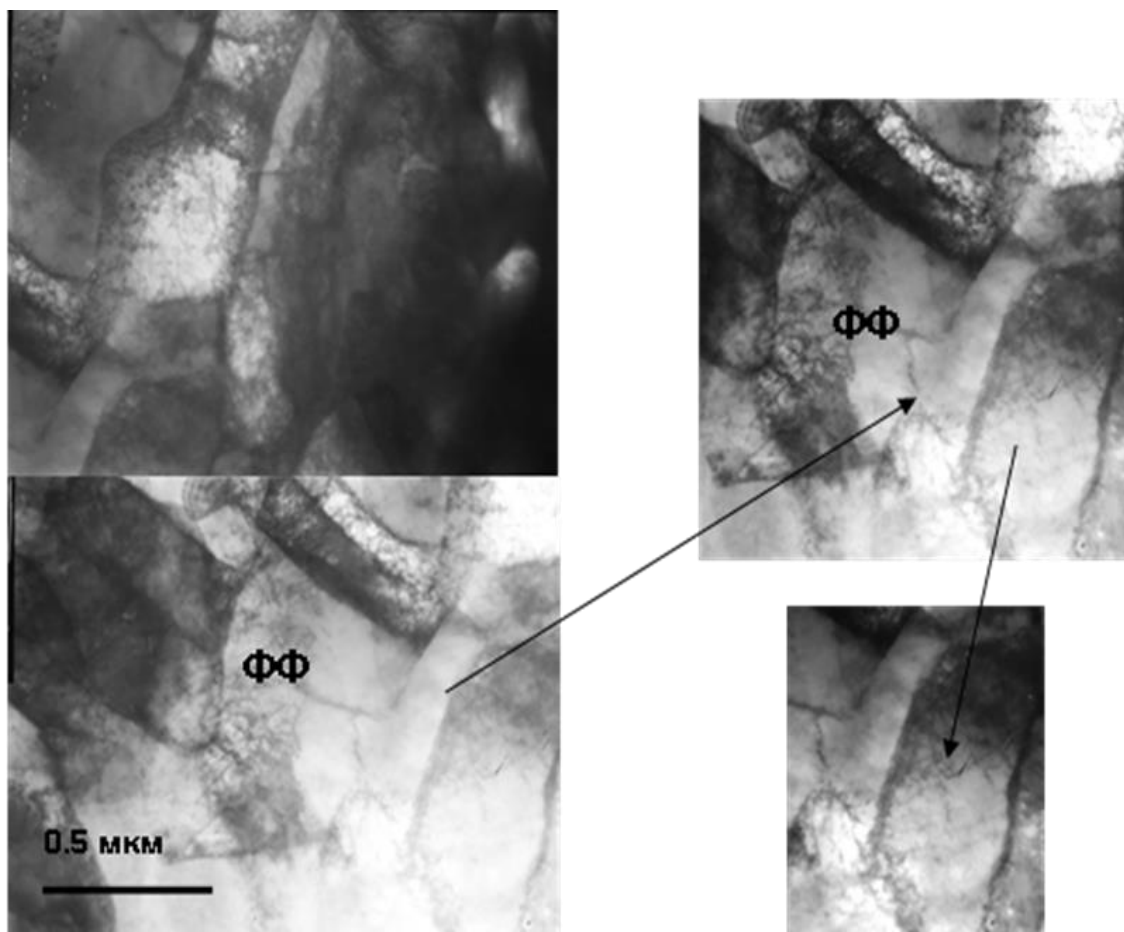


Рисунок 4.11 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры исходного состояния стали марки 2.

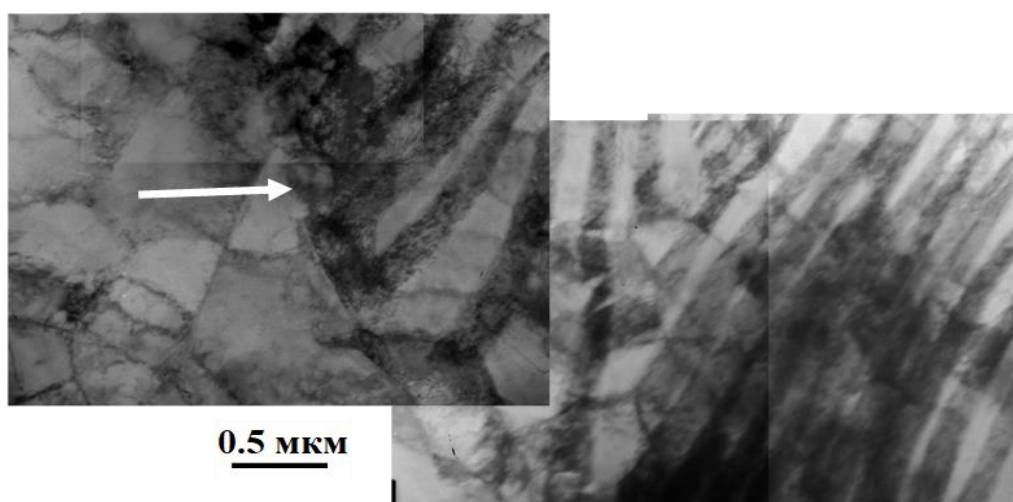
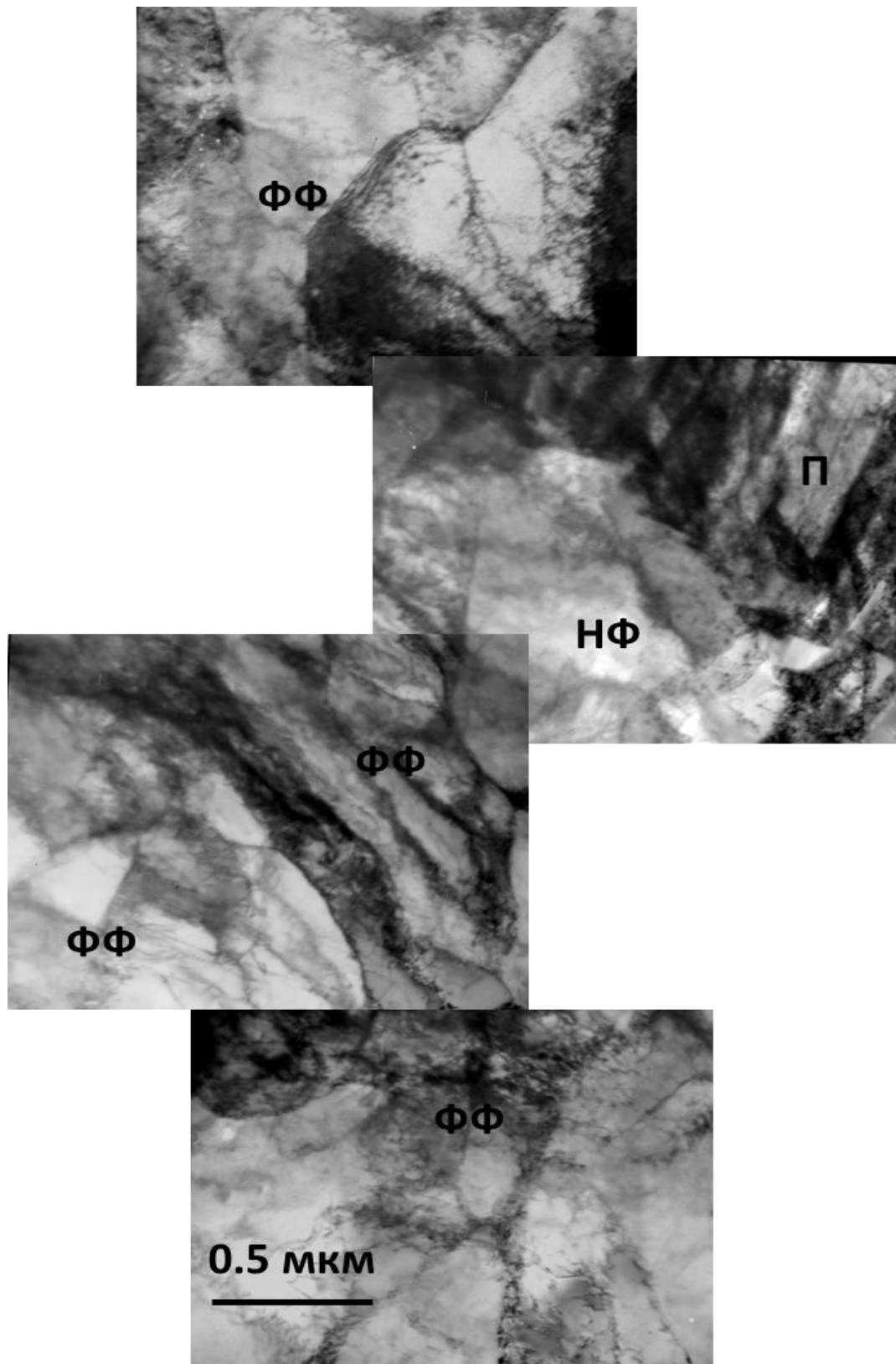


Рисунок 4.12 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры исходного состояния стали марки 2. Феррито-перлитная смесь. Белой стрелкой отмечена цепочка мелких фрагментов на границе зерен «перлит – феррит»



Зерна Перлита (П), фрагментированного (ФФ) и нефрагментированного (НФ) феррита

Рисунок 4.13 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры исходного состояния колесной стали марки 2.

По проведенным расчетам средний размер фрагментов фрагментированного феррита составляет ~1 мкм (рисунок 4.11) [136].

Как показали проведенные исследования, на стыках зерен «перлит – феррит» зачастую присутствуют либо группы мелких (~0.3 мкм) фрагментов, либо цепочки из очень мелких (0.08 мкм) фрагментов, что хорошо видно на рисунке 4.11-4.12, участок отмеченный черным кружком увеличенное изображение которого представлено на рисунке 4.10б.

Это свидетельствует о том, фрагментация феррита начиналась с границ зерен «перлит – феррит» [137].

4.2 Количественные параметры тонкой структуры стали марки 2 до электролитно-плазменной поверхностной закалки

Дислокационная структура как в перлите, так и в феррите поляризована. На это указывает наличие во всем материале изгибных экстинкционных контуров. Подчеркнем, что такие контуры не являются результатом деформации образца при изготовлении из него тонкой фольги, т.к. применяемая методика при приготовлении фольг практически полностью исключает внесение артефактов.

Наличие экстинкционных контуров – есть результат изгиба кристаллической решетки, или изгиба кристалла α -матрицы. При этом лишь небольшая часть кристалла находится в точном отражающем положении (контур). Чем меньше ширина контура, тем сильнее изогнут кристалл. Измерив и рассчитав среднюю толщину (величину поперечного размера) экстинкционного контура в любом участке материала можно определить амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки χ .

Для каждой морфологической составляющей : в перлите, нефрагментированном и фрагментированном феррите, а также в целом по материалу в исходном состоянии стали марки 2 по данным скалярной плотности дислокации - ρ и размерам изгибных экстинкционных контуров были рассчитаны следующие количественные параметры тонкой структуры: χ , ρ_{\pm} , σ_{θ} и σ_{\perp} , средние значения которых представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Средние количественные параметры морфологических составляющих тонкой структуры и в целом по материалу в исходном состоянии стали марки 2

| Морфологическая составляющая | Средние количественные параметры тонкой структуры | | | | | |
|------------------------------|---|------------------------|------------------------------|------------------------|------------------------------|-------------------------------|
| | P_V | $\rho, \text{см}^{-2}$ | $\rho_{\pm}, \text{см}^{-2}$ | $\chi, \text{см}^{-1}$ | $\sigma_{\perp}, \text{МПа}$ | $\sigma_{\theta}, \text{МПа}$ |
| Перлит | 35% | $2.10 \cdot 10^{10}$ | $1.44 \cdot 10^{10}$ | 360 | 285 | 240 |
| Нефрагментированный феррит | 10% | $2.57 \cdot 10^{10}$ | $1.46 \cdot 10^{10}$ | 365 | 320 | 240 |
| Фрагментированный феррит | 55 | $2.89 \cdot 10^{10}$ | $2.76 \cdot 10^{10}$ | 690 | 340 | 330 |

| | | | | | | |
|----------------------|-----|----------------------|----------------------|-----|-----|-----|
| В целом по материалу | 100 | $2.54 \cdot 10^{10}$ | $2.10 \cdot 10^{10}$ | 525 | 315 | 285 |
|----------------------|-----|----------------------|----------------------|-----|-----|-----|

Анализируя данные указанные в таблице 4.1 можно утверждать что:
 –самые высокие количественные параметры оказались во фрагментированном феррите, самые низкие – в перлите.

–во всем материале выполняются условия: $\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_{л} > \sigma_{\delta}$. Это означает, что изгиб-кручение (искажение) кристаллической решетки колесной стали марки 2 в исходном состоянии носит чисто пластический характер, который не приводит к образованию микротрещин в материале.

4.3 Структура и фазовый состав приповерхностной зоны колесной стали после электролитно-плазменной поверхностной закалки

Проведенные исследования показали, что поверхностная закалка стали марки 2 привела к существенным качественным и количественным изменениям, а именно, к изменению фазового состава и списка присутствующих фаз, а также их морфологии. Таким образом, и фазовый состав, и тонкая структура стали после поверхностной закалки существенно отличаются от исходного состояния.

Проведенная поверхностная закалка привела к образованию пакетно-пластинчатого мартенсита. Электронно-микроскопические изображения образовавшейся структуры представлены на рисунках 4.14-4.23.

Известно, что мартенсит является пересыщенным твердым раствором углерода в α -железе с той же концентрацией растворенного углерода, что и исходный аустенит. Также известно, что в высокоуглеродистых, слаболегированных сталях образуется пакетный (или реечный), пластинчатый низкотемпературный и пластинчатый высокотемпературный мартенсит. Именно к такой структуре и привела поверхностная закалка стали марки 2.

Пакетный (или реечный) мартенсит представляет собой структурное образование, состоящее из набора практически параллельных друг другу кристаллов (реек) вытянутой формы, образующих пакет. Отдельный пакет имеет определенную форму и размер. Форма сечения пакетов плоскостью фольги может быть любой: от треугольной до многоугольной.

Проведенные расчеты по полученным электронно-микроскопическим снимкам показали что средний поперечный размер отдельной рейки в различных пакетах существенно отличается друг от друга:

–присутствуют пакеты (рисунок 4.14-4.15), в которых средний размер составляет 0.15 мкм;

–тогда как в других пакетах (рисунок 4.16-4.19) средний размер реек составляет 0.50 мкм.

Выше мы отмечали, что в исходном состоянии стали во фрагментированном феррите присутствуют фрагменты, резко различные по размеру: в центре зерна – крупные, вблизи границ «перлит – феррит» – мелкие. По-видимому, пакеты с

узкими рейками образовались в участках материала с мелкими фрагментами, пакеты с широкими рейками – в участках материала с крупными фрагментами.

На то, что формирование пакетного мартенсита происходило из фрагментированного феррита, указывает тот факт, что объемная доля пакетного мартенсита, рассчитанная согласно формул [137], составляет 60%, т.е. практически столько, сколько в исходном состоянии было фрагментированного феррита.

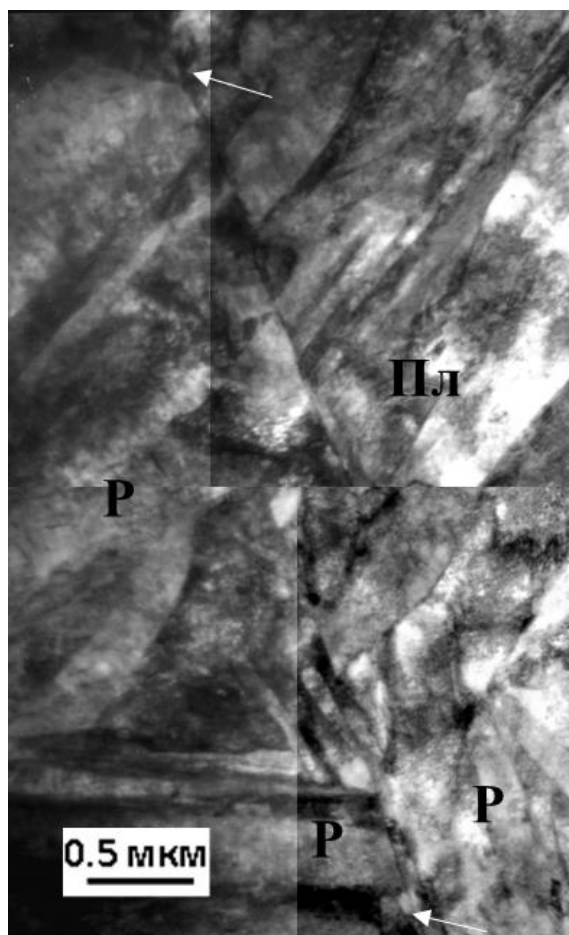


Рисунок 4.14 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца стали марки 2 после электролитно плазменной поверхностной закалки. Пакетно-пластинчатый мартенсит. Граница двух зерен (Р – пакетный, Пл – пластинчатый низкотемпературный мартенсит)

Пластинчатый низкотемпературный мартенсит (Пл) представляет собой достаточно крупные, либо отдельно расположенные, кристаллы мартенсита (пластины) с дислокационной структурой (рисунок 4.14), либо параллельно расположенные две-три пластины (рисунок 4.20-4.21).

Объемная доля пластинчатого низкотемпературного мартенсита по проведенным расчетам составляет 10%.

Сравнение с исходным состоянием стали показывает, что пластинчатый низкотемпературный мартенсит, вероятнее всего, сформировался из нефрагментированного феррита, объемная доля которого также составляла 10%.

Пластинчатый высокотемпературный мартенсит (ВП) – это крупные, отдельно расположенные кристаллы мартенсита (пластины), нередко простирающиеся через все зерно, а также кристаллы произвольной формы, которые не имеют четкой огранки и у которых отсутствуют собственные границы раздела (рисунок 4.19, 4.22, 4.23).

Хорошо известно, что мартенситное превращение практически всегда протекает не полностью. Это приводит к присутствию в материале некоторого количества *остаточного аустенита* (γ -фазы).

Остаточный аустенит (γ -фаза) имеет гранецентрированную кубическую (ГЦК) кристаллическую решетку и представляет собой, как и α -фаза, твердый раствор на основе железа атомов внедрения (С, N и др.) и замещения (Cr, Ni, Mo, V и др.) одновременно. Основные узлы, как и в кристаллической решетке α -фазы, занимают атомы железа и элементы замещения, тетраэдрические (в основном) междоузлия частично заняты атомами углерода. Остаточный аустенит (γ -фаза) располагается в виде тонких прослоек (~20 – 50 нм) вдоль границ кристаллов (реек и пластин) мартенсита, а также внутри пластин в виде «игл» или «островков». Кристаллические решетки остаточного аустенита и α -фазы независимо от вида и расположения остаточного аустенита всегда связаны между собой ориентационным соотношением Курдюмова-Закса.

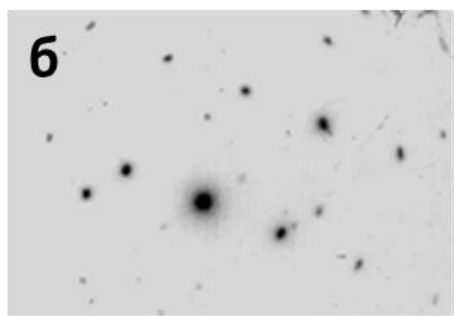
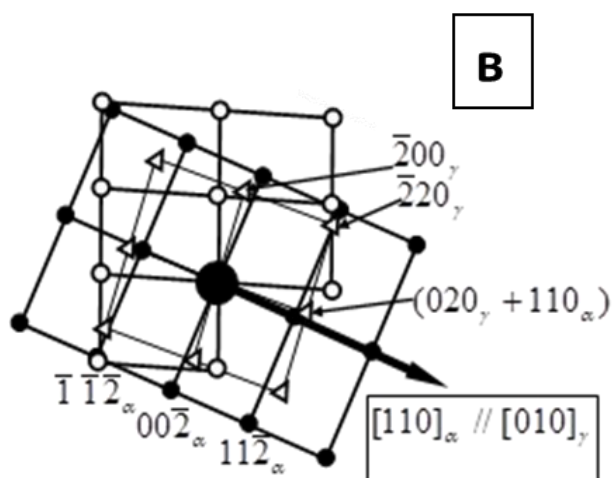
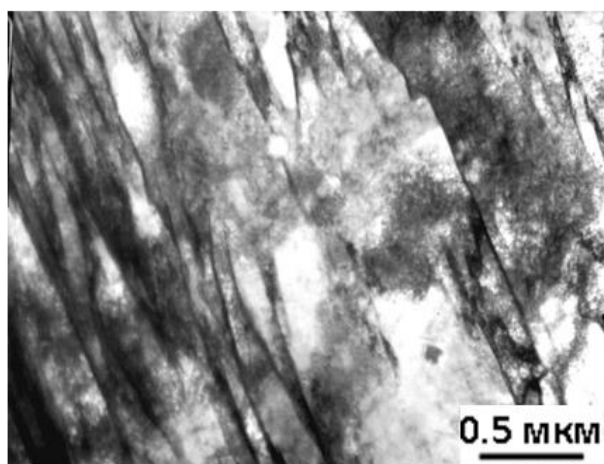
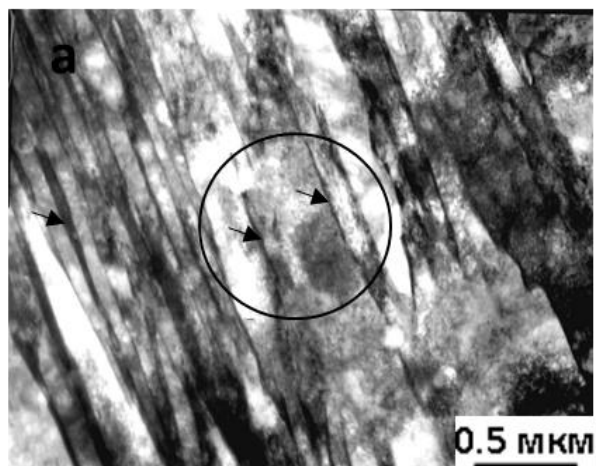
Проведенные исследования показали, что в стали марки 2 после поверхностной закалки *остаточный аустенит* (γ -фаза) в пакетном мартенсите также присутствует на границах мартенситных реек в виде длинных тонких прослоек. Необходимо отметить, что прослойки γ -фазы присутствуют как в пакетах с узкими (рисунок 4.15), так и с широкими (рисунок 4.16) рейками.

В качестве подтверждения проанализируем это детальнее на примере рисунка 4.15.

На границах узких мартенситных реек присутствует остаточный аустенит (γ -фаза) в виде тонких прослоек (рисунок 4.15а).

Наличие γ -фазы подтверждается микродифракционной картиной, полученной с данного участка (рисунок 4.15b), и её индицированной схемой (рисунок 4.15c). Как видно из микродифракционной картины и её индицированной схемы, направление $[110]_{\alpha}$ совпадает с направлением $[010]_{\gamma}$ (совпадающие направления на рисунке 4.15c отмечены стрелкой). Это подтверждается и решением матричных уравнений:

Черной стрелкой указаны совпадающие направления $[110]_{\alpha}$ и $[010]_{\gamma}$, при этом $(\bar{1}10)_{\alpha} \parallel (001)_{\gamma}$ – соотношение Курдюмова-Закса.



а – светлпольное изображение; б – микродифракционная картина;
 с – её индцированная схема, содержащая рефлексy α- и γ-фаз.

Рисунок 4.15 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца стали марки 2 после ЭППЗ.

На рисунке 4.15 представлено изображение реек пакетного мартенсита. По границам реек – прослойки остаточного аустенита (γ).

$$\text{для плоскостей} \quad \begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix}_{\alpha} = \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ 1 \end{pmatrix}_{\gamma} = (\bar{1}10)_{\alpha};$$

$$\text{для направлений} \quad \begin{bmatrix} h \\ k \\ l \end{bmatrix}_{\alpha} = \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} 0 \\ 1 \\ 0 \end{bmatrix}_{\gamma} = [110]_{\alpha}.$$

Таким образом, из решения матричных уравнений получается: $[110]_{\alpha} // [010]_{\gamma}$ и $(\bar{1}10)_{\alpha} // (001)_{\gamma}$, что и наблюдается на микродифракционной картине (рисунок 4.15b).

На рисунке 4.16 представлен пакет, состоящий из группы широких мартенситных реек, на границах которых присутствуют прослойки γ -фазы.

Наличие γ -фазы подтверждается темнопольным изображением (рисунок 4.16 b), полученным в рефлексе $[\bar{2}20]$ γ -фазы, микродифракционной картиной, полученной с данного участка (рисунок 4.16c), и её индцированной схемой (рисунок 4.16d).

Как видно из микродифракционной картины и её индцированной схемы, направление $[0\bar{2}1]_{\alpha}$ совпадает с направлением $[\bar{1}\bar{1}1]_{\gamma}$ (совпадающие направления на рисунке 4.16d отмечены стрелкой).

Это подтверждается и решением матричных уравнений:

$$\text{для плоскостей} \quad \begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix}_{\alpha} = \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 1 \\ 1 \\ 2 \end{pmatrix}_{\gamma} = (012)_{\alpha};$$

$$\text{для направлений} \quad \begin{bmatrix} h \\ k \\ l \end{bmatrix}_{\alpha} = \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \bar{1} \\ \bar{1} \\ 1 \end{bmatrix}_{\gamma} = [0\bar{2}1]_{\alpha}.$$

Таким образом, из решения матричных уравнений получается: $(012)_{\alpha} // (112)_{\gamma}$ и $[0\bar{2}1]_{\alpha} // [\bar{1}\bar{1}1]_{\gamma}$, что и наблюдается на микродифракционной картине (рисунке 4.16г).

На рисунке 4.16 стрелками указаны:

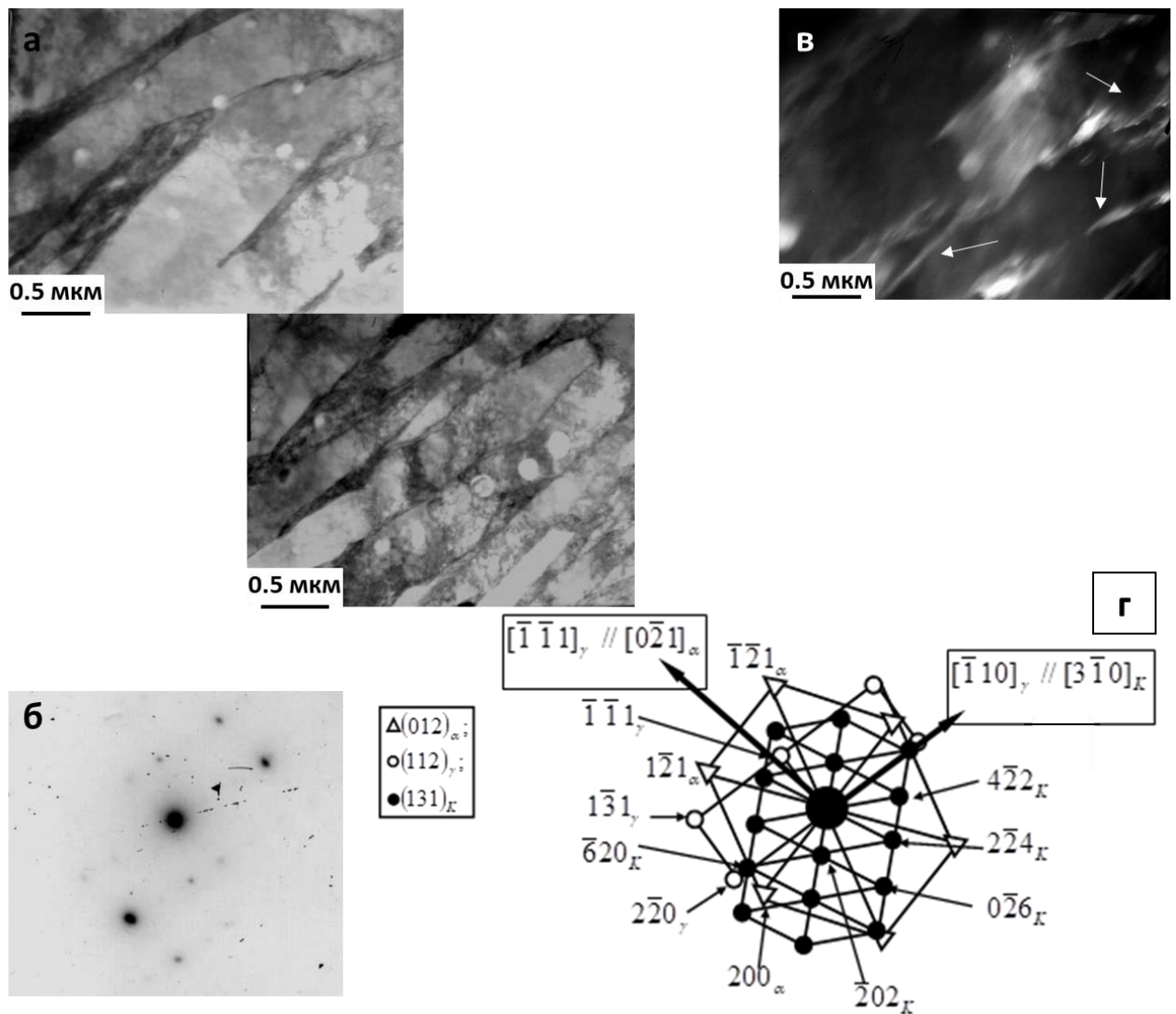
1) совпадающие направления $[\bar{1}10]_{\gamma}$ и $[3\bar{1}0]_{\kappa}$, что означает $[\bar{1}10]_{\gamma} // [3\bar{1}0]_{\kappa}$, при этом $(112)_{\gamma} // (131)_{\kappa}$ – соотношение «куб-куб»;

2) совпадающие направления $[0\bar{2}1]_{\alpha}$ и $[\bar{1}\bar{1}1]_{\gamma}$, что означает $[0\bar{2}1]_{\alpha} // [\bar{1}\bar{1}1]_{\gamma}$, при этом $(012)_{\alpha} // (112)_{\gamma}$ – соотношение Курдюмова-Закса.

На схеме (г) буквой «К» обозначен карбид $M_{23}C_6$. На (б) белыми стрелками отмечены прослойки γ -фазы, содержащие частицы карбидов

Таким образом, представленные рисунки 4.15 и 4.16 свидетельствуют о том, что остаточный аустенит присутствует на границах всех реек независимо от их размера.

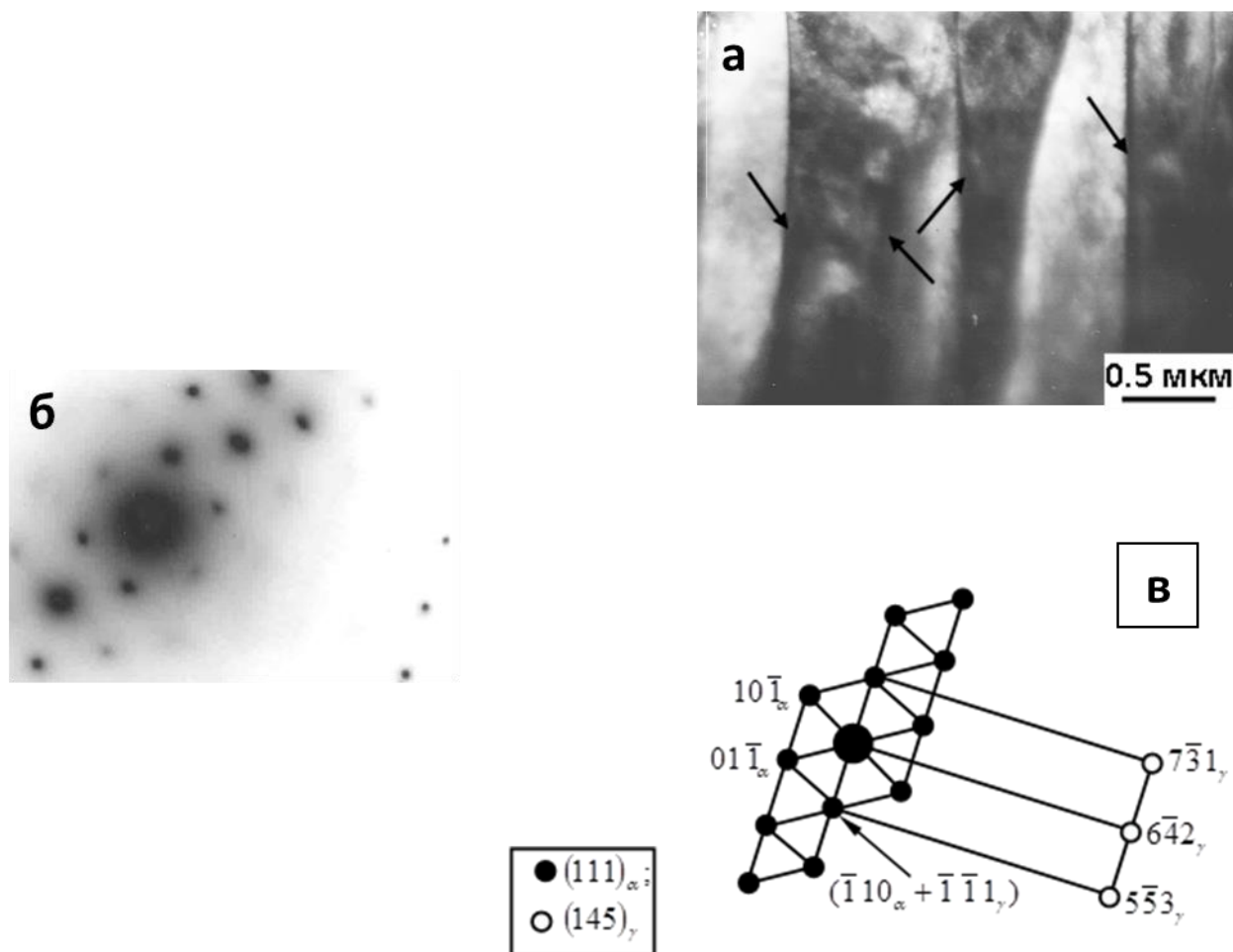
Объемная доля остаточного аустенита (γ -фазы) в пакетном мартенсите составляет 6.5%.



а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение полученное в близко расположенных рефлексах $[\bar{2}20]_{\gamma}$ и $[\bar{6}20]_{\alpha}$, в – микродифракционная картина, г – её индцированная схема

Рисунок 4.16 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца стали марки 2 после ЭПЗ.

На рисунке 4.16 представлено электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца стали марки 2 после проведенной электролитно-плазменной поверхностной закалки полученное на ПЭМ на котором видны рейки пакетного мартенсита, а по границам реек расположены прослойки остаточного аустенита (γ) с выделениями специальных карбидов $M_{23}C_6$.



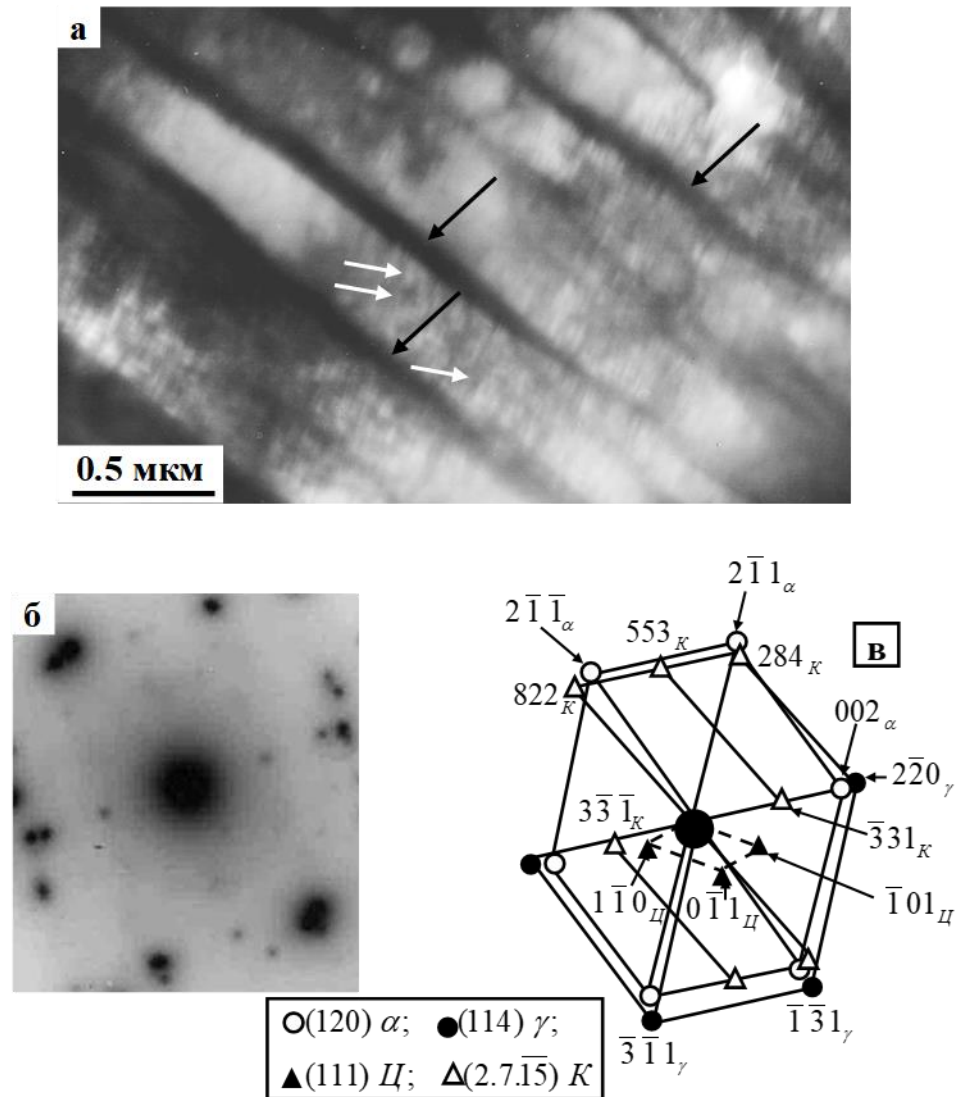
а – светлопольное изображение, б – микродифракционная картина, в – её индцированная схема, содержащая рефлексы α - и γ -фаз
Рисунок 4.17 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца стали марки 2 после ЭППЗ.

На рисунке 4.17-4.18 показаны электронно-микроскопические изображения тонкой структуры поверхности образца стали марки 2 после электролитно-плазменной поверхностной закалки.

По границам реек пакетного мартенсита присутствуют прослойки остаточного аустенита которые отмечены черными стрелками на рисунках 4.17 а и 4.18 а.

Внутри реек пакетного мартенсита – присутствуют частицы цементита которые отмечены белыми стрелками на рисунке 4.18 а.

Так же выявлено что присутствуют рефлексы, принадлежащие α - и γ -фазам, и карбидам: цементита и карбидов специального типа $M_{23}C_6$ которые находятся в γ -фазе, отмеченного буквой «К» на индцированной схеме (рисунок 4.18 в) полученной микродифракционной картины (рисунок 4.18 б) участка показанного на рисунке 4.18 а



а – светлопольное изображение; б – микродифракционная картина участка (а);
в – её индцированная схема

Рисунок 4.18 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца стали марки 2 после ЭПЗ

На рисунке 4.19 показано электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности стали марки 2 после проведенной электролитно-плазменной поверхностной закалки.

На данном участке видно изображение пакетно-пластинчатого мартенсита: а – светлопольное изображение; б, в – микродифракционная картина и её схема, полученные с участка, отмеченного на (а) окружностью красного цвета; г – индцированная микродифракционная картина, полученная с участка, отмеченного на (а) окружностью синего цвета; д, е – микродифракционная картина и её схема, полученные с участка, отмеченного на (а) окружностью черного цвета.

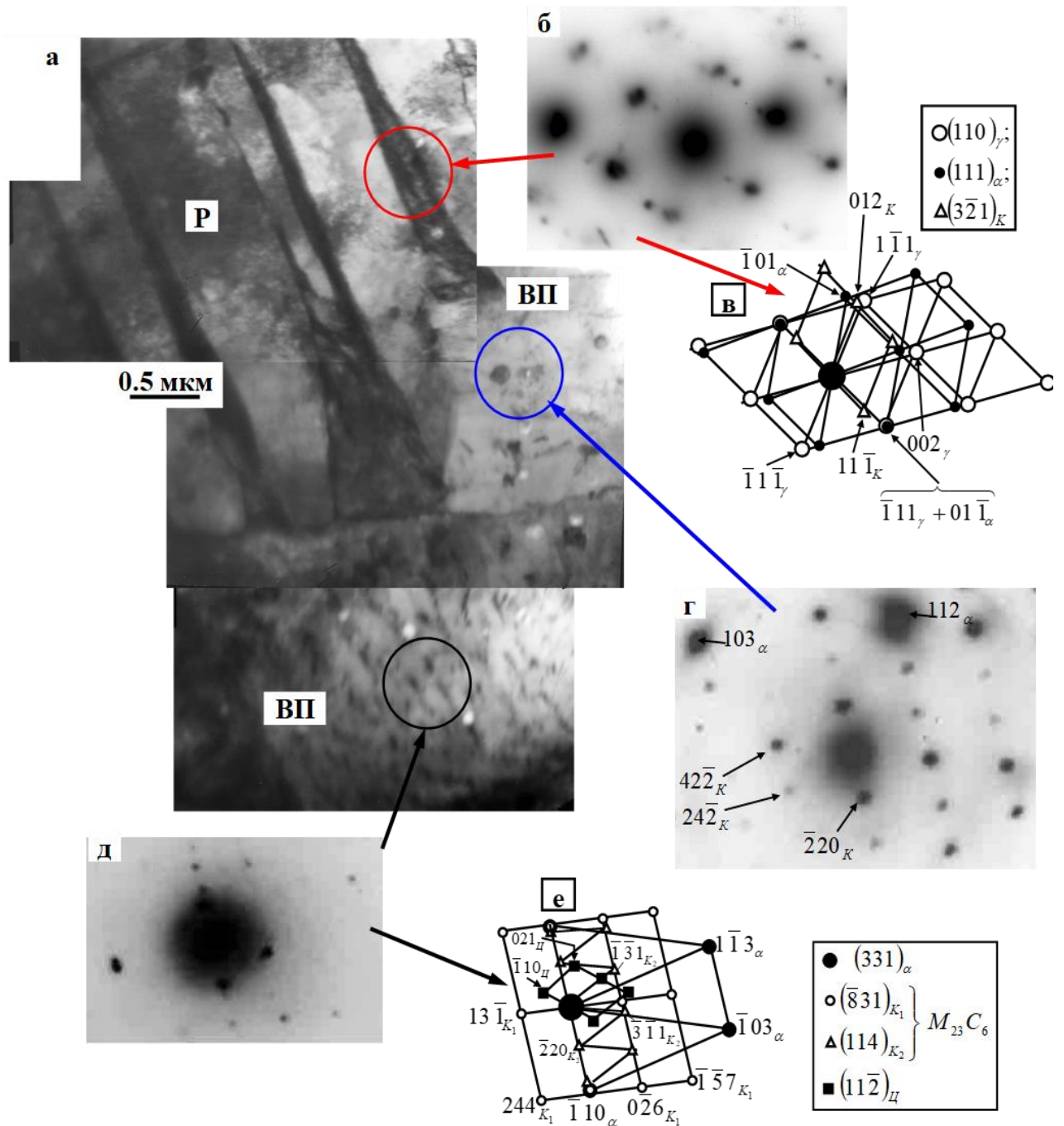


Рисунок 4.19 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца после ЭППЗ

В отличие от пакетного мартенсита в пластинчатом низкотемпературном мартенсите остаточный аустенит присутствует не только на границах пластин в виде длинных тонких прослоек (рисунок 4.20), но и внутри пластин в виде «игл» (или колоний двойникового типа) (рисунок 4.20-4.21).

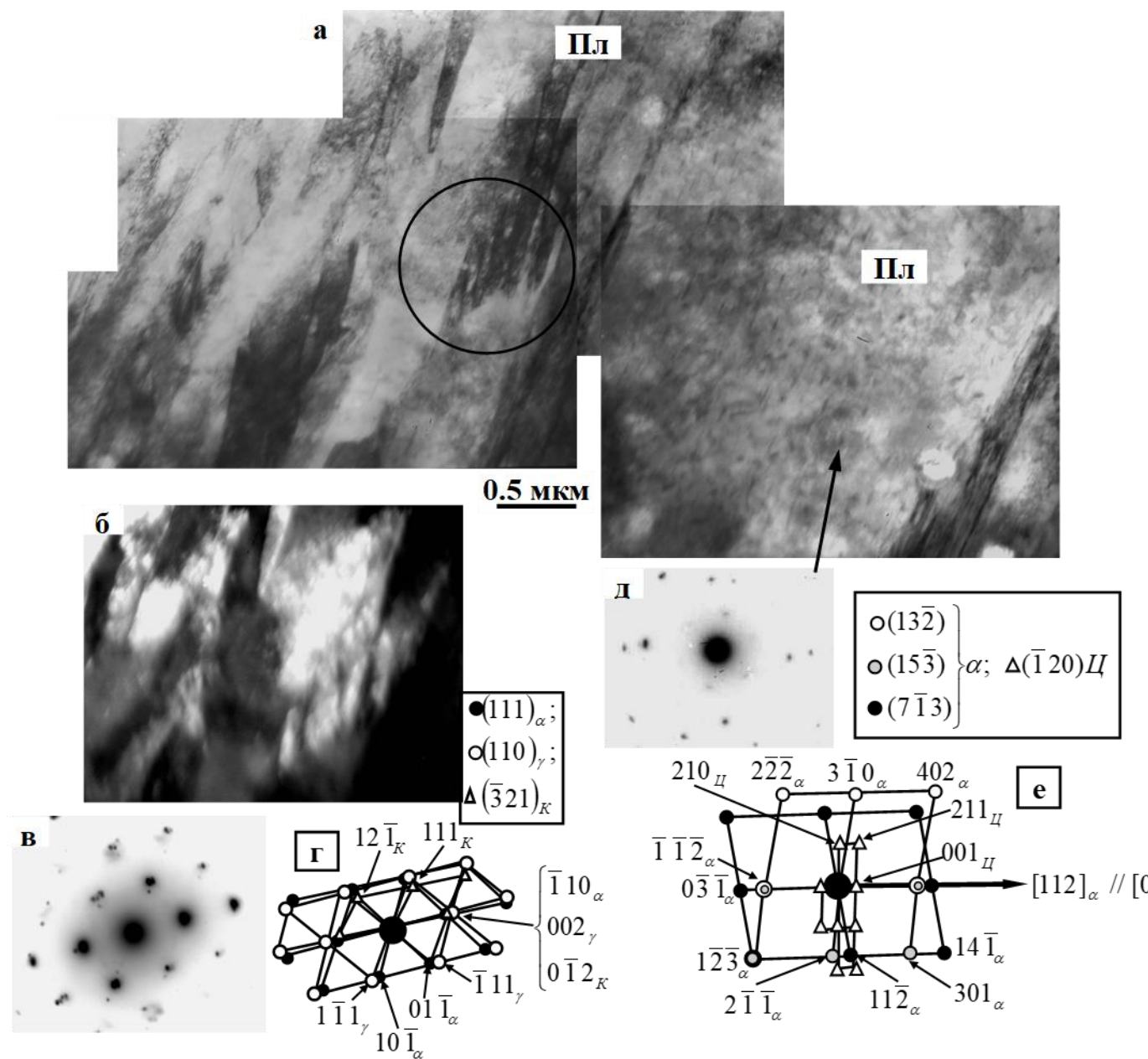


Рисунок 4.20 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца после ЭППЗ.

На рисунке 4.20 приведен электронно-микроскопический снимок тонкой структуры поверхности образца после электролитно-плазменной поверхностной закалки где изображены две параллельно расположенные пластины низкотемпературного мартенсита.

В темнопольном изображении, полученном в совпадающих рефлексах $[\bar{1}10]_{\alpha} + [002]_{\gamma} + [0\bar{1}2]_K$ (буквой «К» обозначен – карбид $M_{23}C_6$).

На рисунке 4.20 в, г показана микродифракционная картина и её схема, полученные с участка, отмеченного на рисунке 4.20а окружностью;

На рисунке 4.20 д, е приведена микродифракционная картина, полученная с центра пластины низкотемпературного мартенсита, отмечено стрелкой и её индцированная схема, содержащая рефлексы α -фазы и цементита.

Черной стрелкой (рисунок 4.20 е) указаны совпадающие направления $[112]_{\alpha}$ и $[001]_{\text{Ц}}$, при этом $(13\bar{2})_{\alpha} // (\bar{1}20)_{\text{Ц}}$ – выполняется соотношение Багаряцкого.

Доказательством присутствия остаточного аустенита не только на границах но и внутри пластин в виде «игл» или колоний двойникового типа в пластинчатом низкотемпературном мартенсите служит рисунок 4.21, на котором представлен участок пластины низкотемпературного мартенсита, внутри которой присутствует колония двойникового типа.

Микродифракционная картина (рисунок 4.21 б), полученная с этой колонии, и её индцированная схема (рисунок 4.21 в) служат доказательством того, что эта колония является выделениями γ -фазы. При этом кристаллические решетки α - и γ -фаз связаны между собой ориентационным соотношением Курдюмова-Закса.

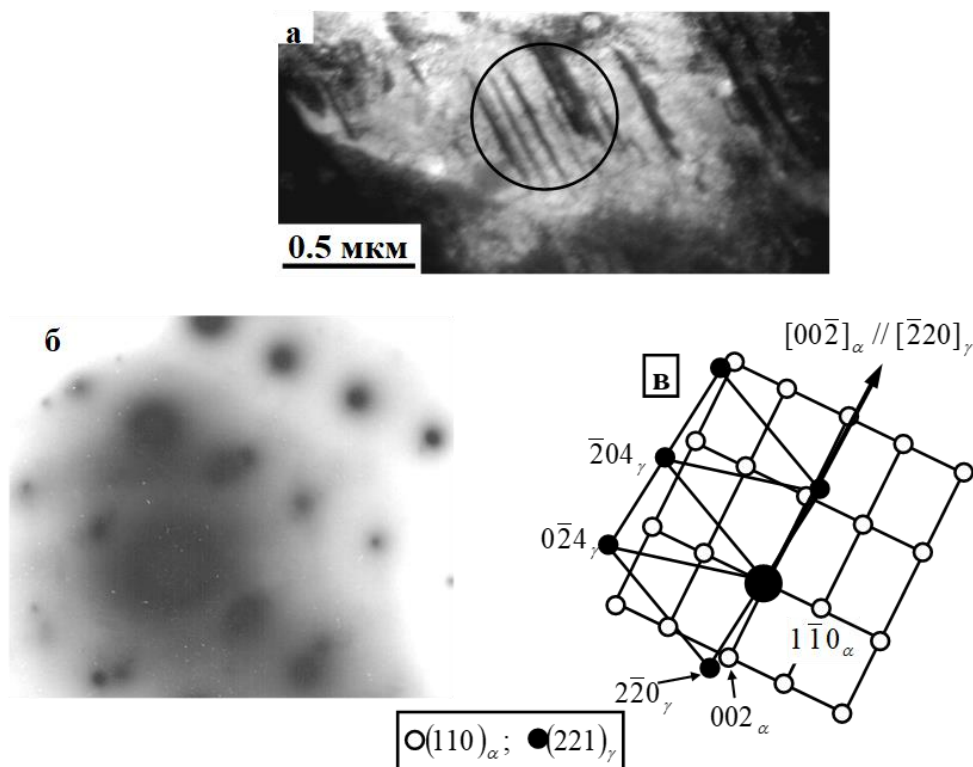
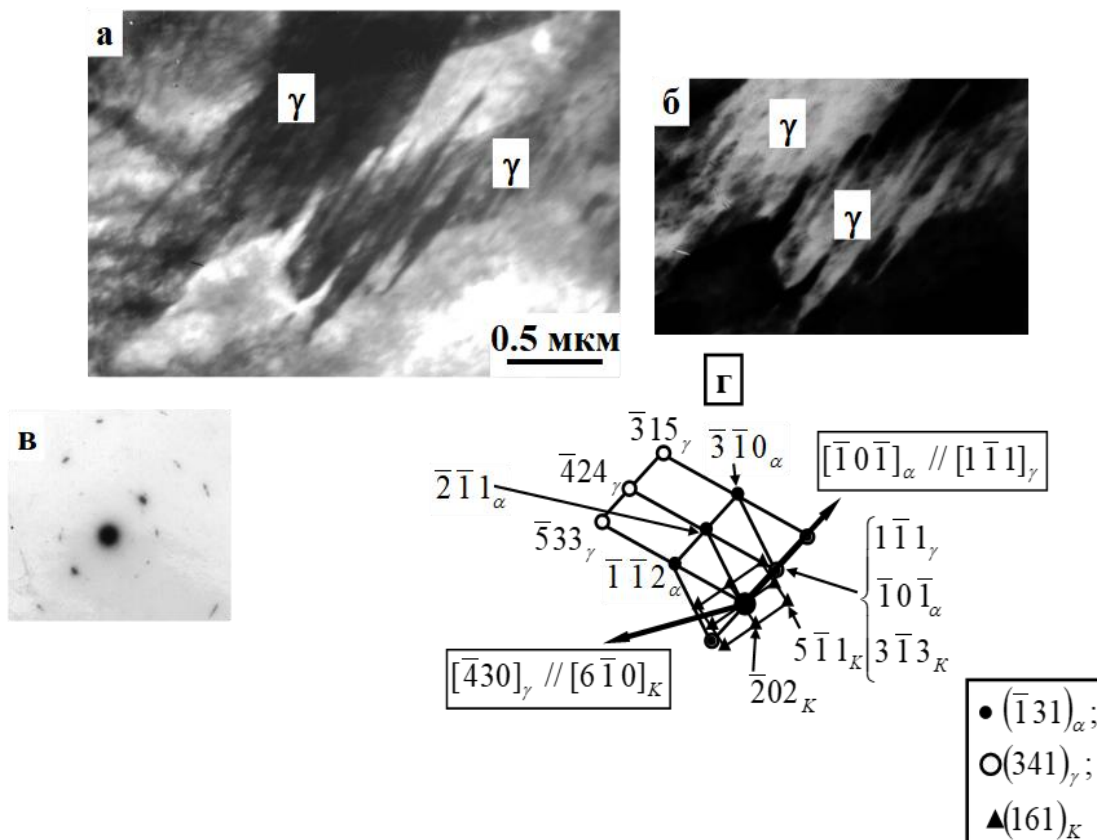


Рисунок 4.21 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца стали марки 2 после ЭПЗ, участок пластины низкотемпературного мартенсита

Объемная доля γ -фазы в пластинчатом низкотемпературном мартенсите на границах пластин составляет 2%, внутри пластин – 5.7%.

В пластинчатом высокотемпературном мартенсите остаточный аустенит присутствует только внутри пластин в виде «игол» (или колоний двойникового типа). Доказательством служит рисунок 4.22, на котором представлен участок пластины высокотемпературного мартенсита, содержащий остаточный аустенит в виде колонии.



а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение, в – микродифракционная картина, г – её индцированная схема
 Рисунок 4.22 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца стали марки 2 после ЭППЗ, участок пластины высокотемпературного мартенсита

Из рисунка 4.22 следует, что между кристаллическими решетками α - и γ -фаз также выполняется ориентационное соотношение Курдюмова-Закса. Остаточный аустенит (γ) присутствует в виде колоний двойникового типа внутри пластины пластинчатого высокотемпературного мартенсита.

Темнопольное изображение, полученное в совпадающих рефлексах $[1\bar{1}1]_{\gamma} + [3\bar{1}3]_{\kappa}$ (буквой «К» на рисунке отмечен карбид $M_{23}C_6$) показано на рисунке 4.22 б. Микродифракционная картина и её индцированная схема данного участка показана на рисунке 4.22 в, г. Стрелками на (г) отмечены совпадающие направления:

1) $[\bar{1}0\bar{1}]_{\alpha} // [1\bar{1}1]_{\gamma}$, при этом $(\bar{1}31)_{\alpha} // (341)_{\gamma}$ – соотношение Курдюмова-Закса;

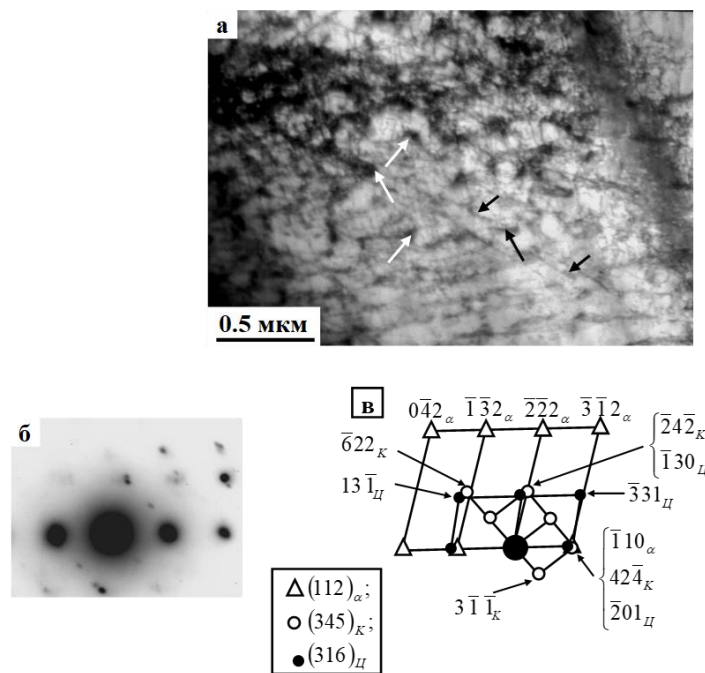
2) $[\bar{4}30]_{\gamma} // [6\bar{1}0]_{\kappa}$, при этом $(341)_{\gamma} // (161)_{\kappa}$ – соотношение «куб-куб»

По проведенным расчетам объемная доля γ -фазы в пластинчатом высокотемпературном мартенсите составляет 8.5%.

Ранее было доказано, что в пакетном и пластинчатом (низкотемпературном и высокотемпературном) мартенсите уже в процессе закалки образуются частицы цементита Fe_3C , так называемый мартенсит «самоотпуска» [185].

Проведенные исследования показали, что в стали марки 2 после поверхностной закалки внутри всех кристаллов мартенсита присутствуют частицы цементита. На это указывают полученные с этих участков микродифракционные картины (рисунок 4.18-4.20, 4.23).

На рисунке 4.23 а внутри пластины высокотемпературного мартенсита выделения частиц цементита отмечены черными стрелками, выделение карбидов $M_{23}C_6$ отмечены белыми стрелками.



а – светлопольное изображение, б – микродифракционная картина участка (а), в – её индцированная схема

Рисунок 4.23 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры поверхности образца стали марки 2 после ЭППЗ

Известно, что «самоотпуск» приводит к выделению карбидных частиц – цементита внутри мартенситных кристаллов. Образующиеся при «самоотпуске» частицы цементита по форме, местам образования и кристалло-геометрическим характеристикам подобны частицам цементита, выделяющимся при отпуске стали. При этом размеры частиц выделившегося цементита, их объемная доля и взаимное расположение зависят от типа мартенсита.

Кристаллические решетки цементита и α -фазы связаны между собой ориентационным соотношением Багаряцкого. Доказательством этого служит пример, приведенный на рисунке 4.20. На микродифракционной картине (рисунок 4.20 д), полученной с центра пластины низкотемпературного мартенсита (на рисунке 4.20 а отмечено стрелкой), присутствуют рефлекссы, соответствующие Fe_3C (цементиту) с осью зоны $[\bar{1}20]_{\text{Ц}}$.

Согласно соотношению Багаряцкого [30], ей должна соответствовать ось зоны α -матрицы:

$$\begin{bmatrix} U \\ V \\ W \end{bmatrix}_{\alpha} = \begin{bmatrix} 111 \\ \bar{1}11 \\ 0\bar{1}2 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \bar{1} \\ 2 \\ 0 \end{bmatrix}_{\text{Ц}} = [13\bar{2}]_{\alpha}.$$

Кроме того, направление $[001]$ цементита, согласно этой формулы, должно быть параллельно направлению $[112]_{\alpha}$.

Как видно из индцированной схемы (рисунок 4.20 е), эти два направления совпадают (совпадающие направления на схеме рисунка 4.20 е отмечены стрелкой), т.е. $[001]_{\text{Ц}} // [112]_{\alpha}$ и при этом выполняется условие параллельности плоскостей $(\bar{1}20)$ цементита и $(13\bar{2})$ α -фазы, т.е. $(\bar{1}20)_{\text{Ц}} // (13\bar{2})_{\alpha}$.

Во всех кристаллах мартенсита частицы цементита – это тонкие пластинки вытянутой формы (иглы), расположенные в двух и трех направлениях относительно оси мартенситного кристалла.

Средний размер частиц в мартенситных рейках составляет 12×40 нм, в пластинах низкотемпературного мартенсита – 16×80 нм, в пластинах высокотемпературного мартенсита – 32×84 нм.

Это означает, что самые мелкие частицы цементита образуются в пакетном «самоотпущенном» мартенсите, самые крупные – в пластинчатом высокотемпературном. Отметим, что при этом плотность распределения частиц цементита в пакетном и пластинчатом низкотемпературном мартенсите одинакова и выше, чем в пластинчатом высокотемпературном мартенсите, т.е. расстояние между частицами цементита в пакетном и пластинчатом низкотемпературном мартенсите ($r = 100$ нм) меньше, чем в пластинчатом высокотемпературном ($r = 140$ нм) мартенсите.

Выполненные расчеты показали, что объемная доля цементита в пакетном (реечном) мартенсите составляет 0.27%, в пластинчатом низкотемпературном – 0.95%, в пластинчатом высокотемпературном – 2%.

Таким образом, электролитно-плазменная поверхностная закалка стали марки 2 привела не только к мартенситному превращению, но и к «самоотпуску» стали.

Проведенные исследования показали, что кроме цементита в структуре стали присутствуют также частицы карбидов специального типа $M_{23}C_6$ [138].

Карбиды типа $M_{23}C_6$ имеют кубическую кристаллическую решетку (пространственная группа $Fd\bar{3}m$). Элементарная ячейка этого карбида содержит более 100 атомов, занимающих различные неэквивалентные позиции. К таким карбидам относятся Fe_4Mo_2C , $Fe_6Mo_6C_6$, $Fe_{21}Mo_2C_6$, $Fe_{21}Cr_2C_6$. Эти карбиды обнаружены на границах мартенситных реек (рисунок 4.16, 4.18, 4.19), а также внутри пластин низкотемпературного (рисунок 4.20) и высокотемпературного (рисунок 4.19, 4.22, 4.23) мартенсита. Доказательством их присутствия служат микродифракционные картины и их индцированные схемы, полученные с этих участков. Поясним это более подробно.

Выше мы отмечали, что поверхностная закалка привела к «самоотпуску» стали, который подобен обычному отпуску. Хорошо известно, что отпуск закаленных сталей приводит к протеканию трех основных процессов:

- 1) к эволюции дефектной структуры, заключающейся в такой перестройке дефектной структуры, в которой уменьшаются внутренние поля напряжений;
- 2) к уменьшению плотности дефектов и энергии дефектной структуры и
- 3) к распаду твердого раствора с образованием частиц карбидных фаз.

Из-за сильного взаимодействия дислокаций, субграниц и атомов углерода эти процессы взаимосвязаны между собой.

Кроме того, «самоотпуск» стали означает, что, распад твердого раствора в α - и γ -фазах уже начинается в процессе поверхностной закалки и в ходе «самоотпуска» уже начинает происходить диффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с выделением частиц карбидов специального типа (в частности, $M_{23}C_6$).

Эволюция дефектной структуры стали при «самоотпуске» и особенно изменение ее количественных параметров в ранее опубликованных работах не исследовались. Отмечалось лишь, изменение фазового состава закаленной стали, т.е. присутствие цементита [139-144].

На основании проведенных исследований можно утверждать, что частицы карбида $M_{23}C_6$, расположенные на границах мартенситных кристаллов, выделяются из γ -фазы. Доказательством этому может служить то, что наблюдаются они внутри прослоек остаточного аустенита.

Примером служат рисунки 4.16, 4.18 и 4.19: на микродифракционных картинах, полученных с границ мартенситных кристаллов, наряду с рефлексами фазы $M_{23}C_6$ всегда присутствуют рефлексы γ -фазы.

Внутри пластин низкотемпературного и высокотемпературного мартенсита в тех участках материала, где присутствует γ -фаза в виде колоний двойникового типа, также обнаружены частицы фазы $M_{23}C_6$ (рисунок 4.20 а-г, 4.22).

Кристаллические решетки γ -фазы и карбидов $M_{23}C_6$ связаны ориентационным соотношением «куб-куб»:

$$(001)_{M_{23}C_6} \parallel (001)_{\gamma} \text{ и } [001]_{M_{23}C_6} \parallel [001]_{\gamma}$$

Выполнимость этого соотношения подтверждает индицирование микродифракционных картин, полученных с таких участков структуры (рисунок 4.16 и 4.22).

Частицы карбидов $M_{23}C_6$, находящиеся в прослойках остаточного аустенита, обладают округлой формой. Их средний размер, независимо от места нахождения частицы, составляет величину ~ 5 нм. Ввиду малого размера частиц, они обнаруживаются только на темнопольных изображениях и при большом увеличении. Однако они надежно обнаруживаются с помощью микродифракционных картин при их индицировании.

В приповерхностной зоне образца стали марки 2 после поверхностной закалки обнаружены также частицы карбидов $M_{23}C_6$, не связанные с γ -фазой. Это частицы, обладающие округлой формой, средний размер которых составляет ~ 80 нм. Обнаружены они в пластинах высокотемпературного мартенсита на дислокациях α -фазы (рисунок 4.19 д-е и рисунок 4.23).

Таким образом, можно утверждать, что выделение специальных карбидов фазы $M_{23}C_6$ обусловлено:

- распадом остаточного аустенита и мартенсита,
- частичным растворением цементита,
- уходом углерода с дислокаций и границ кристаллов α -фазы.

То есть во всех случаях углерод из остаточного аустенита, α -твердого раствора, частиц цементита и дефектов кристаллической решетки идет на образование специальных карбидов.

Необходимо отметить, что интенсивность протекания процессов распада твердых растворов α и γ и образования карбидной фазы в различных структурных составляющих α -фазы (в пакетном мартенсите, внутри пластин низкотемпературного и высокотемпературного мартенсита) различна. Различна она и внутри каждой структурной составляющей. Это зависит от многих факторов. К таким факторам, в частности, относится и состояние исходного материала (в том числе степень фрагментированности материала, тип образующихся фрагментов).

Выполненные расчеты показали, что объемная доля карбидов $M_{23}C_6$ в пластинчатом высокотемпературном мартенсите составляет 2.7%. Следует отметить, что ввиду малого размера частиц $M_{23}C_6$, находящихся в γ -фазе, объемная доля их в каждой структурной составляющей мартенсита не

превышает 0.01% и поэтому в дальнейшем в количественных расчетах не принимается во внимание.

Таким образом, электролитно плазменная поверхностная закалка стали марки 2 в приповерхностной зоне образца привела:

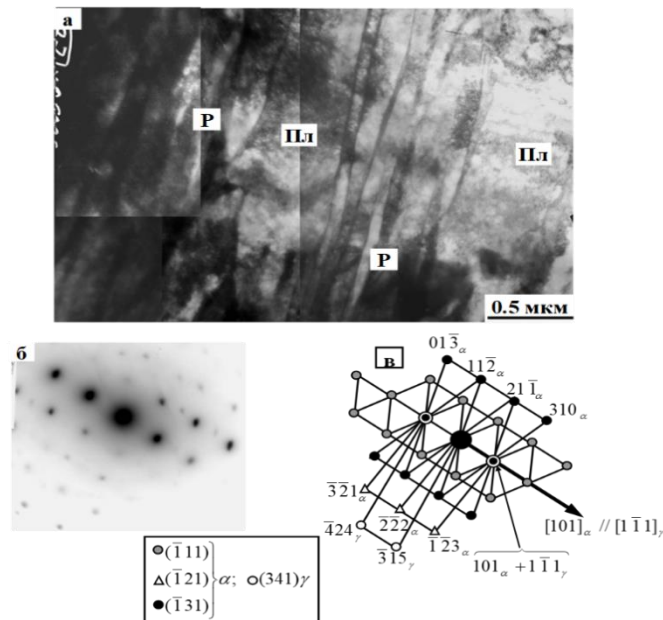
- 1) к мартенситному превращению;
- 2) к «самоотпуску» стали;
- 3) к диффузионному $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению с выделением частиц карбидов специального типа $M_{23}C_6$.

4.4 Структура и фазовый состав колесной стали на расстоянии 100 мкм от поверхности

На расстоянии 100 мкм от поверхности фазовый состав по сравнению с приповерхностной зоной образца несколько изменился.

Теперь, наряду со структурой пакетно-пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) мартенсита (рисунок 4.24, 4.25) в структуре стали присутствует еще и разрушенный перлит (рисунок 4.26, 4.27). Объемная доля пакетного мартенсита составляет 50%, пластинчатого низкотемпературного мартенсита – 20%, высокотемпературного – также 20%, разрушенного перлита – 10%.

Проведенные исследования показали, что на расстоянии 100 мкм от поверхности образца, как и в приповерхностной зоне, присутствует остаточный аустенит (γ -фаза).



а – светлопольное изображение; б – микродифракционная картина; в – её индцированная схема, содержащая рефлексy α - и γ -фаз
 Рисунок 4.24 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали марки 2 после ЭППЗ (100 мкм от поверхности образца)

Как показано на рисунке 4.24 аналогично приповерхностной зоне, остаточный аустенит располагается в виде тонких прослоек вдоль границ мартенситных реек и пластин низкотемпературного мартенсита. Черной стрелкой указаны совпадающие направления $[101]_{\alpha}$ и $[1\bar{1}1]_{\gamma}$, при этом $(\bar{1}31)_{\alpha} \parallel (341)_{\gamma}$ – соотношение Курдюмова-Закса.

Остаточный аустенит присутствует так же внутри пластин низкотемпературного и высокотемпературного мартенсита в виде колоний двойникового типа («игл») (рисунок 4.25). В зернах разрушенного перлита остаточного аустенита не обнаружено.

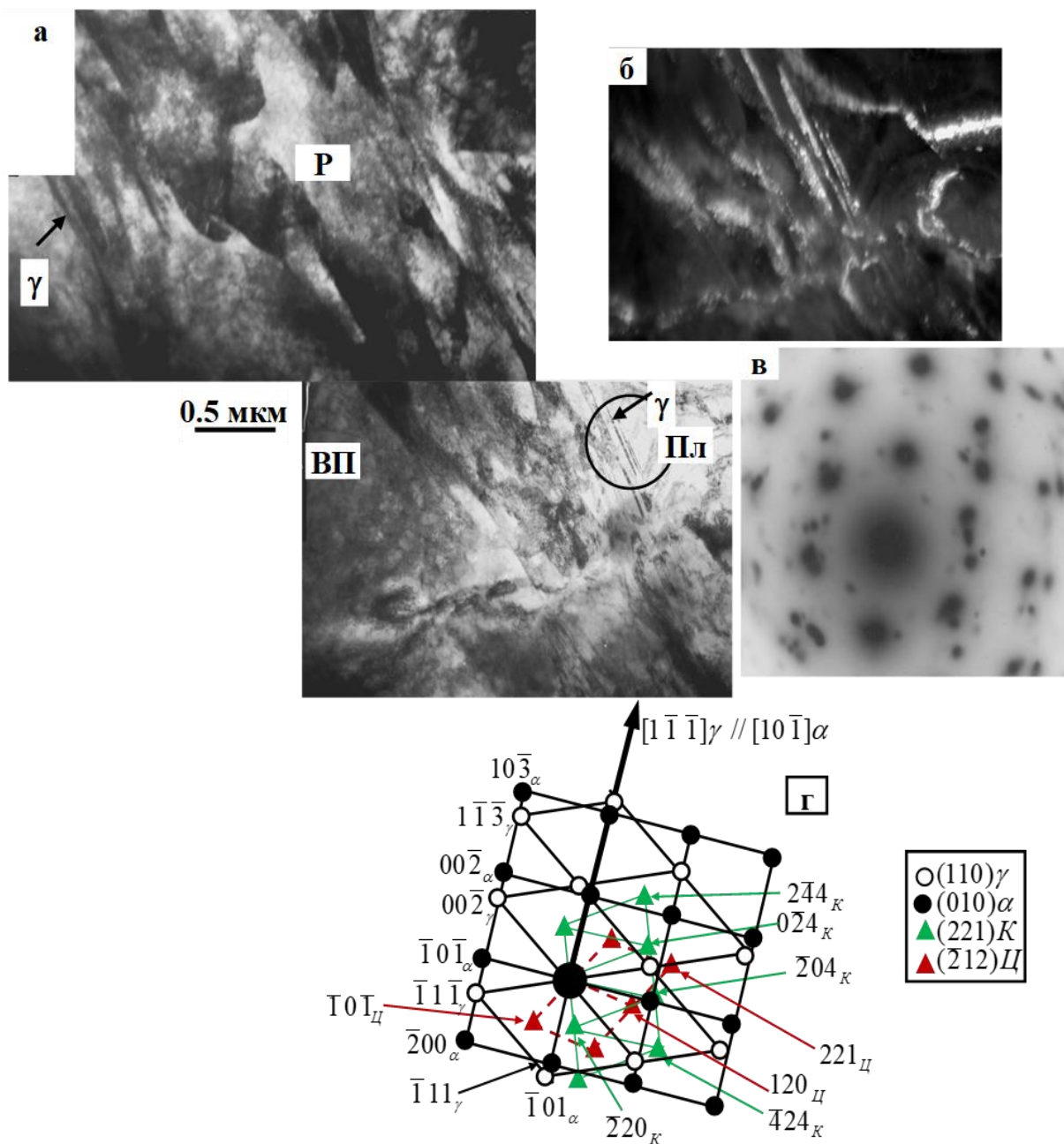


Рисунок 4.25 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали марки 2 после ЭПЗ (100 мкм от поверхности образца)

Как видно из рисунков 4.24 и 4.25 кристаллические решетки остаточного аустенита и α -фазы независимо от вида и расположения остаточного аустенита, как и в приповерхностной зоне, всегда связаны между собой ориентационным соотношением Курдюмова-Закса, которое отмечено черной стрелкой на рисунке 4.25d и указаны совпадающие направления $[101]_{\alpha}$ и $[1\bar{1}1]_{\gamma}$, при этом $(\bar{1}31)_{\alpha} \parallel (341)_{\gamma}$

Структурными составляющими являются пакетно-пластинчатый (Р – пакетный, Пл – пластинчатый низкотемпературный, ВП – пластинчатый высокотемпературный) мартенсит. По границам мартенситных кристаллов присутствуют прослойки остаточного аустенита (γ) что и показано на рисунке 4.25: а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение, полученное в близко расположенных рефлексах $[1\bar{1}1]_{\gamma}$ и $[0\bar{2}4]_{\kappa}$ (κ – карбид $M_{23}C_6$), с – микродифракционная картина, полученная с участка, отмеченного на (а) окружностью черного цвета, г – её индицированная схема, содержащая рефлексы α - и γ -фаз, а также цементита и карбида $M_{23}C_6$, частицы которого находятся в γ -фазе.

Объемная доля остаточного аустенита в пакетном мартенсите составляет 6.5%, т.е. как и в приповерхностной зоне образца. В пластинчатом низкотемпературном мартенсите объемная доля γ -фазы на границах пластин – 0.8%, внутри пластин – 3.7%, т.е. практически в 2 раза меньше (как внутри, так и на границах) по сравнению с приповерхностной зоной. В пластинчатом высокотемпературном мартенсите объемная доля γ -фазы составляет 4.5%, т.е. также практически в 2 раза меньше, чем на поверхности.

Как и в приповерхностной зоне образца, во всех морфологических составляющих структуры стали (во всех кристаллах мартенсита и перлита) присутствуют частицы цементита. В кристаллах мартенсита (рейках и пластинах низкотемпературного и высокотемпературного мартенсита) частицы цементита также имеют вид тонких пластинок вытянутой формы (иглы), расположенные в двух и трех направлениях относительно оси мартенситного кристалла. Кристаллические решетки цементита и α -матрицы также связаны между собой ориентационным соотношением Багаряцкого.

Средний размер частиц в мартенситных рейках составляет 20×40 нм, в пластинах низкотемпературного мартенсита – 28×60 нм, в пластинах высокотемпературного мартенсита – 32×80 нм. Это означает, что самые мелкие частицы цементита образуются, по-прежнему, в пакетном мартенсите, самые крупные – в пластинчатом высокотемпературном. Отметим, что при этом плотность распределения частиц цементита в пакетном и пластинчатом низкотемпературном мартенсите также одинакова и выше, чем в пластинчатом высокотемпературном мартенсите, т.е. расстояние между частицами цементита в пакетном и пластинчатом низкотемпературном мартенсите ($r = 100$ нм) меньше, чем в пластинчатом высокотемпературном ($r = 120$ нм) мартенсите. Объемная доля цементита в пакетном (реечном) мартенсите составляет 0.74%, в

пластинчатом низкотемпературном – 2.17%, в пластинчатом высокотемпературном – 2.62%, т.е. более чем в 2 раза выше по сравнению с приповерхностной зоной образца, причем в каждой морфологической составляющей мартенсита.

В разрушенном перлите частицы цементита присутствуют не только внутри зерен перлита в виде хаотическим образом разбросанных частиц различной формы и размера (рисунок 4.26), но и по границам зерен (рисунок 4.27).

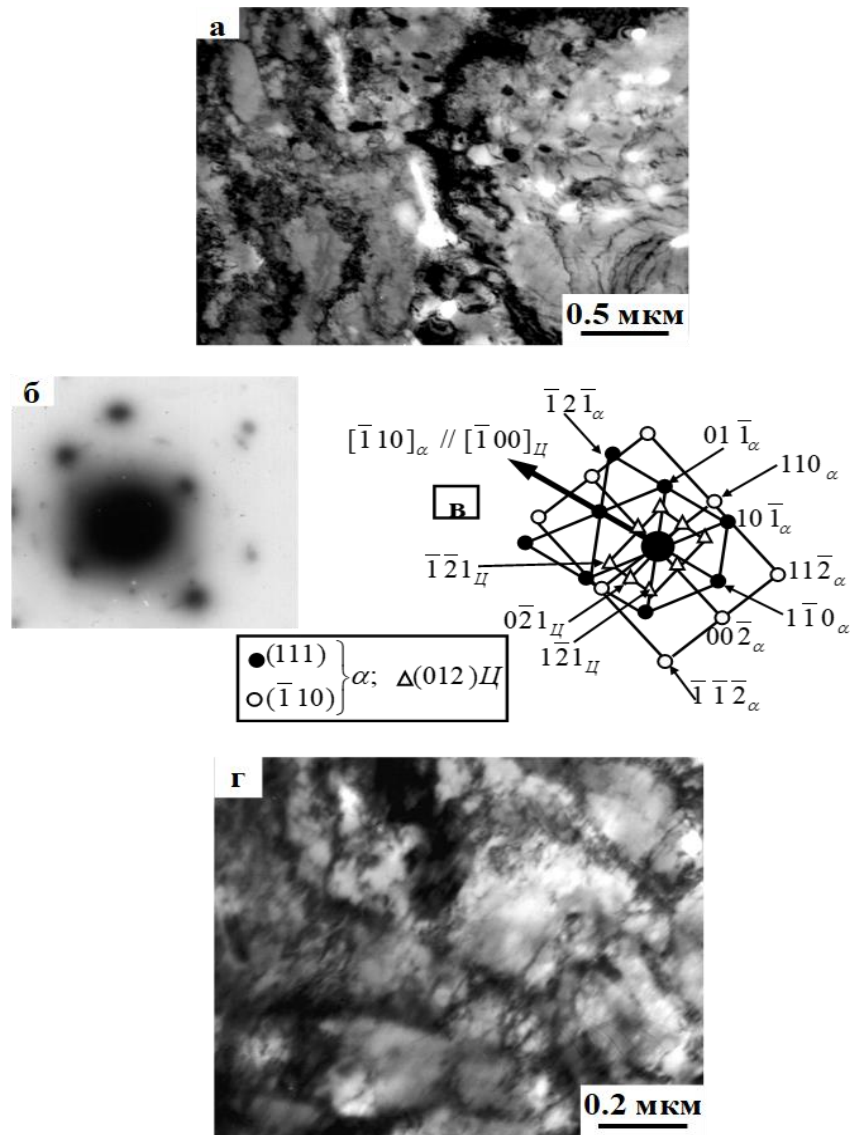


Рисунок 4.26 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали марки 2 после ЭПЗ (100 мкм от поверхности образца), зерно разрушенного перлита

Граница двух перлитных зерен

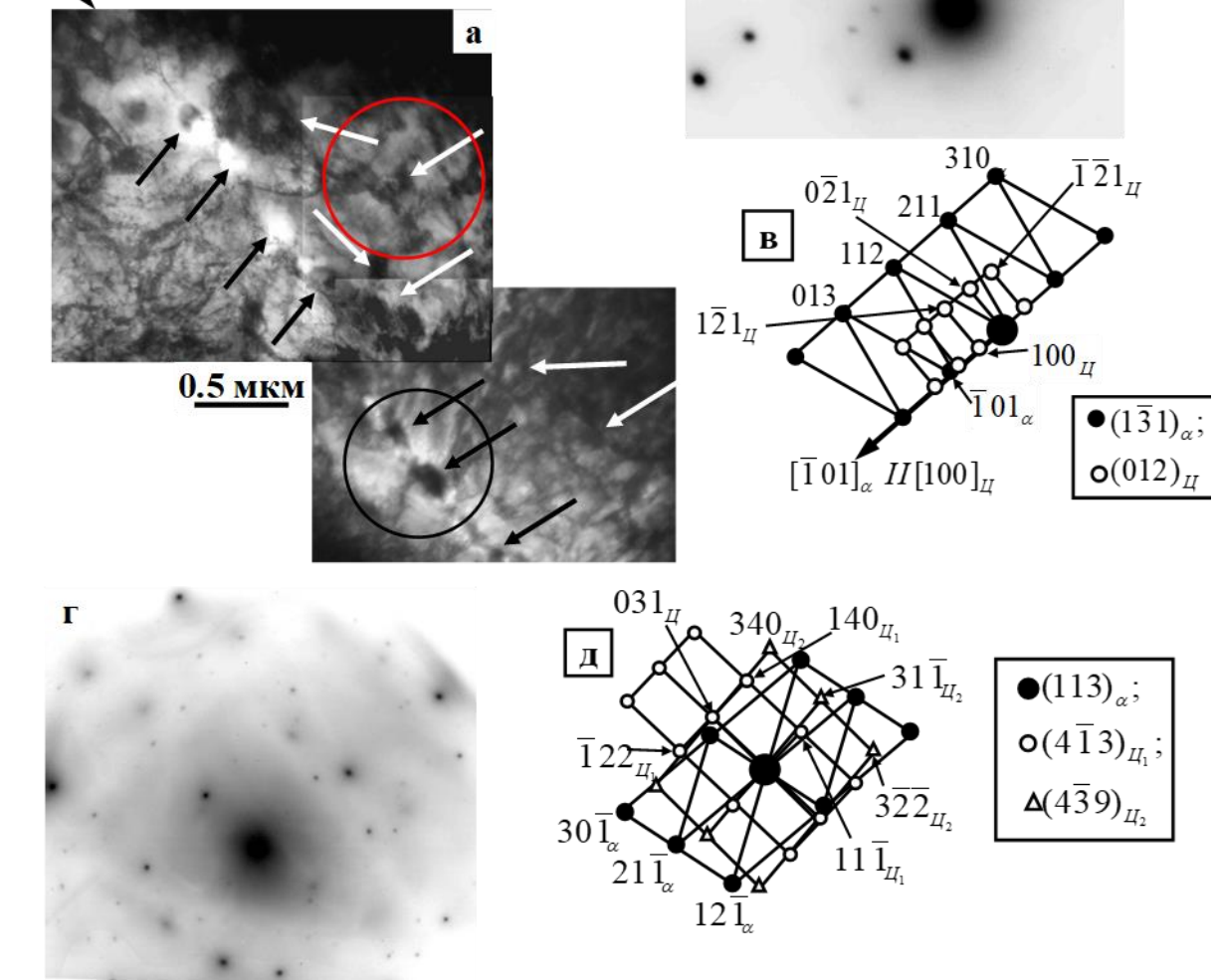


Рисунок 4.27 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали марки 2 после ЭПЗ (100 мкм от поверхности образца)

На рисунке 4.27 изображение двух зерен разрушенного перлита: а – светлопольное изображение и б, в – микродифракционная картина и её индцированная схема, полученные с участка, отмеченного на рисунке 4.27 а окружностью красного цвета. Стрелкой на рисунке 4.27 с указаны совпадающие направления $[\bar{1}01]_\alpha$ и $[100]_\psi$, при этом выполняются условия соотношения Багаряцкого $(1\bar{3}1)_\alpha // (012)_\psi$ и $[\bar{1}01]_\alpha // [100]_\psi$.

На рисунке 4.27 а белыми стрелками отмечены частицы цементита внутри зерна, черными стрелками – частицы цементита, лежащие на границе зерна располагаются в виде цепочек, которые вполне способны образовывать микротрещины.

Как и в приповерхностной зоне образца, кроме цементита в структуре стали присутствуют также частицы карбидов специального типа $M_{23}C_6$.

Однако обнаружены они только в γ -фазе на границах мартенситных реек и пластин низкотемпературного мартенсита и внутри пластин низкотемпературного и высокотемпературного мартенсита (рисунок 4.25).

Кристаллические решетки карбида $M_{23}C_6$ и γ -фазы, как и в приповерхностной зоне, связаны ориентационным соотношением «куб-куб». Размер частиц $M_{23}C_6$ составляет величину ~ 5 нм, объемная доля – не выше 0.1%.

4.5 Количественные параметры структурно-фазового состояния стали марки 2 после поверхностной закалки

На основании проведенных исследований, можно утверждать, что в приповерхностной зоне образца стали марки 2 после ЭППЗ количественный фазовый состав в каждой структурной составляющей мартенсита и в целом по материалу имеет вид, представленный в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Фазовый состав стали марки 2 в приповерхностной зоне после электролитно-плазменной поверхностной закалки

| Параметры фазового состава | | Морфологические составляющие мартенсита | | | В целом по материалу |
|----------------------------|--------------|---|------------------------|---------------------|----------------------|
| | | Пакетный мартенсит | Пластинчатый мартенсит | | |
| | | | Низкотемпературный | Высокотемпературный | |
| Объемная доля (P_V) | | 60% | 10% | 30% | 100% |
| Доля γ -фазы | на границах | 6.5% | 2% | 0 | 4.1% |
| | внутри | 0 | 5.7% | 8.5% | 3.1% |
| | сумма | 6.5% | 7.7% | 8.5% | 7.2% |
| Цементит | $\delta_{Ц}$ | 0.27% | 0.95% | 2.0% | 0.86% |
| | размеры, нм | 12 × 40 | 16 × 80 | 32 × 84 | 18 × 60 |
| | r, нм | 100 | 100 | 140 | 110 |
| Карбиды $M_{23}C_6$ | δ_K | 0 | 0 | 2.7% | 0.8% |
| | размеры, нм | – | – | 80 | 80 |
| | r, нм | – | – | 240 | 70 |

Дислокационная структура, как видно из представленных выше рисунков, во всех структурных составляющих мартенсита представляет плотные дислокационные сетки.

Выполненные расчеты показали, что в пакетном мартенсита средняя скалярная плотность дислокаций равна $3.31 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в пластинчатом низкотемпературном мартенсита значение ρ несколько ниже и составляет

величину, равную $2.52 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в пластинчатом высокотемпературном мартенсите значение ρ еще ниже ($2.33 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

Дислокационная структура во всех структурных составляющих мартенсита поляризована. На это указывает наличие во всех мартенситных кристаллах изгибных экстинкционных контуров.

Для каждой морфологической составляющей (в пакетном, пластинчатом низкотемпературном и высокотемпературном мартенсите), а также в целом по материалу в приповерхностной зоне образца ст2 после поверхностной закалки по данным ρ и размерам изгибных экстинкционных контуров были рассчитаны следующие количественные параметры тонкой структуры: χ , ρ_{\pm} , σ_{∂} и $\sigma_{\text{л}}$, средние значения которых представлены в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Средние количественные параметры тонкой структуры в пакетном, пластинчатом низкотемпературном и высокотемпературном мартенсите, а также в целом по материалу в стали марки 2 после ЭППЗ

| Морфологическая составляющая | Средние количественные параметры тонкой структуры | | | | | |
|--|---|-------------------------|-------------------------------|-------------------------|----------------------------------|----------------------------------|
| | P_V | $\rho, \text{ см}^{-2}$ | $\rho_{\pm}, \text{ см}^{-2}$ | $\chi, \text{ см}^{-1}$ | $\sigma_{\text{л}}, \text{ МПа}$ | $\sigma_{\partial}, \text{ МПа}$ |
| Пакетный мартенсит | 60% | $3.31 \cdot 10^{10}$ | $2.60 \cdot 10^{10}$ | 650 | 365 | 320 |
| Пластинчатый низкотемпературный мартенсит | 10% | $2.52 \cdot 10^{10}$ | $1.86 \cdot 10^{10}$ | 465 | 315 | 270 |
| Пластинчатый высокотемпературный мартенсит | 30% | $2.33 \cdot 10^{10}$ | $1.64 \cdot 10^{10}$ | 410 | 305 | 255 |
| В целом по материалу | 100% | $2.94 \cdot 10^{10}$ | $2.24 \cdot 10^{10}$ | 560 | 340 | 295 |

Как видно из проведенных расчетов по данным поверхности образцов после ЭППЗ, результаты которых указаны в таблице 4.3:

–самые высокие количественные параметры оказались в пакетном мартенсите, самые низкие – в пластинчатом высокотемпературном мартенсите.

–во всем материале выполняются условия: $\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\partial}$. Это означает, что изгиб-кручение (искажение) кристаллической решетки стали марки 2 в приповерхностной зоне образца после поверхностной закалки носит чисто пластический характер, который не приведет к образованию микротрещин в материале.

В зоне образца, удаленном на 100 мкм от поверхности, после поверхностной закалки количественный фазовый состав в каждой структурной составляющей мартенсита и в целом по материалу имеет вид, представленный в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Фазовый состав стали марки 2 в зоне на расстоянии 100 мкм от поверхности образца после поверхностной закалки

| Параметры фазового состава | | Морфологические составляющие структуры стали | | | | В целом по материалу |
|----------------------------|--------------|--|------------------------|---------------------|--------------------|----------------------|
| | | Пакетный мартенсит | Пластинчатый мартенсит | | Разрушенный перлит | |
| | | | Низкотемпературный | Высокотемпературный | | |
| Объемная доля (P_V) | | 50% | 20% | 20% | 10% | 100% |
| Доля γ -фазы | на границах | 6.5% | 0.8% | 0 | 0 | 3.4% |
| | внутри | 0 | 3.7% | 4.5% | 0 | 2.7% |
| | сумма | 6.5% | 4.5% | 4.5% | 0 | 6.1% |
| Цементаит | $\delta_{Ц}$ | 0.74% | 2.17% | 2.62% | 7.7 | 2.1% |
| | размеры, нм | 20 × 40 | 28 × 60 | 32 × 80 | 100 | |
| | r, нм | 100 | 100 | 120 | 200 | |

Проведенные исследования показали, что на расстоянии 100 мкм от поверхности образца дислокационная структура во всех структурных составляющих мартенсита представляет плотные дислокационные сетки.

Средняя скалярная плотность дислокаций ρ в пакетном мартенсите составляет $3.09 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в пластинчатом низкотемпературном мартенсите значение ρ несколько ниже и составляет величину, равную $2.79 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в пластинчатом высокотемпературном мартенсите значение ρ еще ниже ($2.35 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), что слабо отличается от скалярной плотности в приповерхностной зоне образца.

В зернах разрушенного перлита дислокационная структура фрагментирована. Это хорошо видно на представленных рисунках 4.26 и 4.27. Среднее значение ρ внутри фрагментов разрушенного перлита существенно меньше и составляет $1.80 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Дислокационная структура во всех структурных составляющих мартенсита и перлита поляризована. На это указывает наличие во всех мартенситных кристаллах и перлитных зернах изгибных экстинкционных контуров.

Для каждой морфологической составляющей (в пакетном, пластинчатом низкотемпературном и высокотемпературном мартенсите и перлите), а также в целом по материалу в зоне, удаленной на 100 мкм от поверхности образца стали марки 2 после ЭППЗ по данным ρ и размерам изгибных экстинкционных контуров были, как и в поверхностной зоне, рассчитаны следующие количественные параметры тонкой структуры: χ , ρ_{\pm} , σ_{δ} и $\sigma_{л}$, средние значения которых представлены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Средние количественные параметры тонкой структуры в зоне на расстоянии 100 мкм от поверхности образца стали марки 2 после ЭППЗ

| Морфологическая составляющая | Средние количественные параметры тонкой структуры | | | | | |
|--|---|---------------------------|---------------------------------|--|------------------|--|
| | P_V | ρ , см ⁻² | ρ_{\pm} , см ⁻² | χ , см ⁻¹ | σ_L , МПа | σ_{δ} , МПа |
| Пакетный мартенсит | 50% | $3.09 \cdot 10^{10}$ | $2.86 \cdot 10^{10}$ | 715 | 350 | 340 |
| Пластинчатый низкотемпературный мартенсит | 20% | $2.79 \cdot 10^{10}$ | $2.68 \cdot 10^{10}$ | 670 | 335 | 325 |
| Пластинчатый высокотемпературный мартенсит | 20% | $2.35 \cdot 10^{10}$ | $2.32 \cdot 10^{10}$ | 580 | 305 | 305 |
| Разрушенный перлит | 10% | $1.80 \cdot 10^{10}$ | $1.80 \cdot 10^{10}$ | 870 = 450 _{пл} + 320 _{упр} | 270 | 705 = 270 _{пл} + 435 _{упр} |
| В целом по материалу | 100% | $2.75 \cdot 10^{10}$ | $2.61 \cdot 10^{10}$ | 705 = 655 _{пл} + 50 _{упр} | 330 | 365 = 325 _{пл} + 40 _{упр} |

Как видно из таблицы 4.5, во всем пакетно-пластинчатом мартенсите дислокационная структура практически полностью поляризована.

Об этом свидетельствует тот факт, что величины скалярной ρ и избыточной ρ_{\pm} плотности дислокаций близки и, тем не менее, выполняются условия: $\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_L > \sigma_{\delta}$.

При этом следует подчеркнуть, что, как и в приповерхностной зоне образца, самые высокие количественные параметры оказались в пакетном мартенсите, самые низкие – в пластинчатом высокотемпературном мартенсите.

Это означает, что изгиб-кручение (искажение) кристаллической решетки стали марки 2 в зоне на расстоянии 100 мкм от поверхности образца после ЭППЗ в мартенситной составляющей носит чисто пластический характер, который не приведет к образованию микротрещин в этой составляющей материала.

Иначе наблюдается в перлитной составляющей материала.

Из таблицы 4.5 видно, что здесь амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки $\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}$.

Это означает, что изгиб-кручение кристаллической решетки носит упруго-пластический характер, т.е. амплитуда моментных внутренних напряжений равна: $\sigma_{\delta} = \sigma_{\delta}^{пл} + \sigma_{\delta}^{упр}$ и должна рассчитываться по формулам (2.21-22). В этом случае оказывается, что $\sigma_L < \sigma_{\delta}$, а также $\rho < \rho_{\pm}$.

Из таблицы 4.5 также видно, что упругая составляющая амплитуды моментных (локальных) внутренних напряжений $\sigma_{\delta}^{упр}$ больше пластической составляющей $\sigma_{\delta}^{пл}$ практически в 1.6 раза.

Поэтому именно в таких участках структуры, обладающих такими высокими значениями $\sigma_{\delta}^{упр}$, могут образовываться микротрещины. Из рисунка 4.27 хорошо видно, что:

–дислокационная структура в зернах разрушенного перлита представляет дислокационные фрагменты, на границах и в стыках которых присутствуют частицы цементита;

–от частиц, находящихся на границах зерна, сформированы тонкие изгибные экстинкционные контуры, которые и приводят к высокому значению χ . Так как внутри фрагментов скалярная плотность дислокаций ρ мала, это означает, что экстинкционные контуры сформированы не только избыточной плотностью дислокаций ρ_{\pm} (по величине равной ρ), но и упругим изгибом кристаллической решетки.

Однако объемная доля разрушенного перлита составляет лишь 10% от всего объема материала. Поэтому и вклад этой морфологической составляющей в материал не очень велик.

По результатам анализирования проведенных расчетов установлено, что в целом по материалу и выполняется условие $\sigma_{л} < \sigma_{\delta}$, величина $\sigma_{\delta}^{упр}$ оказывается меньше пластической составляющей $\sigma_{\delta}^{пл}$ более чем в 8 раз. Это означает, что вероятность возникновения микротрещин, способных приводить к образованию макротрещин и разрушению материала, минимальная.

Выводы по разделу

Таким образом, на основании анализа полученных результатов исследований колесной стали марки 2 до и после электролитно-плазменной поверхностной закалки можно сделать следующие выводы:

Проведенные исследования на просвечивающем электронном микроскопе показали что, в исходном состоянии стали марки 2 феррит присутствует в виде нефрагментированного и фрагментированного, с объемными долями ~10% и ~55% соответственно. Объемная доля пластинчатого перлита составляет в объеме материала 35%.

Выполненные расчеты показали, что средняя скалярная плотность дислокаций в перлитных пластинах равно значению $2.1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, нефрагментированного и фрагментированного феррита, как и в перлите, представлена дислокационными сетками, средняя скалярная плотность дислокаций составляет $2.57 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $2.89 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Границы фрагментов свободны от карбидов, внутри фрагментов карбидная фаза также не обнаружена, средний размер фрагментов фрагментированного феррита составляет ~1 мкм.

Во всем материале выполняются условия: $\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_{л} > \sigma_{\delta}$. Изгиб-кручение (искажение) кристаллической решетки колесной стали марки 2 в исходном состоянии носит чисто пластический характер, который не приводит к образованию микротрещин в материале.

Проведенная электролитно-плазменная поверхностная закалка привела к образованию пакетно-пластинчатого мартенсита, присутствуют рефлексы, принадлежащие α - и γ -фазам, и карбидам: цементита и карбидов специального типа $M_{23}C_6$ которые находятся в γ -фазе.

Проведенные исследования показали, что в стали марки 2 после поверхностной закалки остаточный аустенит (γ -фаза) в пакетном мартенсите также присутствует на границах мартенситных реек в виде длинных тонких прослоек. Объемная доля остаточного аустенита (γ -фазы) в пакетном мартенсите, составляет 6.5%.

Объемная доля пластинчатого низкотемпературного мартенсита составляет 10%, остаточный аустенит присутствует не только на границах пластин в виде длинных тонких прослоек, но и внутри пластин в виде «игл» (или колоний двойникового типа). Объемная доля γ -фазы в пластинчатом низкотемпературном мартенсите на границах пластин составляет 2%, внутри пластин – 5.7%.

В пластинчатом высокотемпературном мартенсите остаточный аустенит присутствует только внутри пластин в виде «игл» (или колоний двойникового типа), объемная доля γ -фазы в пластинчатом высокотемпературном мартенсите составляет 8.5%, объемная доля карбидов $M_{23}C_6$ в пластинчатом высокотемпературном мартенсите составляет 2.7%.

Средний размер частиц цементита в мартенситных рейках составляет 12×40 нм, в пластинах низкотемпературного мартенсита – 16×80 нм, в пластинах высокотемпературного мартенсита – 32×84 нм.

Выполненные расчеты показали, что объемная доля цементита в пакетном (реечном) мартенсите составляет 0.27%, в пластинчатом низкотемпературном – 0.95%, в пластинчатом высокотемпературном – 2%.

В приповерхностной зоне образца стали марки 2 после поверхностной закалки обнаружены также частицы карбидов $M_{23}C_6$, не связанные с γ -фазой. Это частицы, обладающие округлой формой, средний размер которых составляет ~80 нм. Обнаружены они в пластинах высокотемпературного мартенсита на дислокациях α -фазы.

По результатам проведенных исследований в переходной зоне наряду со структурой пакетно-пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) мартенсита в структуре стали присутствует еще и разрушенный перлит. Объемная доля пакетного мартенсита составляет 50%, пластинчатого низкотемпературного мартенсита – 20%, высокотемпературного – также 20%, разрушенного перлита – 10%.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной диссертационной работе были изучены структурно-фазовые состояния, трибологические и механические свойства, особенности формирования тонкой структуры колесной стали марки 2 до и после электролитно-плазменной поверхностной закалки, а также были количественно определены объемные доли структурно-морфологических составляющих, частиц вторых фаз, скалярно избыточные плотности дислокации, которые позволяют сформулировать следующие выводы:

1. Разработан способ и оптимальный режим электролитно-плазменной поверхностной закалки материала железнодорожного бандажа из колесной стали марки 2, обеспечивающий получение модифицированного слоя толщиной 1000-1500 мкм с повышенной твердостью и износостойкостью обусловленную формированием фрагментированной структуры пакетно-пластинчатого мартенсита и карбидных частиц вторых фаз.

2. Результаты испытания образцов стали марки 2 показали, что электролитно-плазменный катодный нагрев в электролите из водного раствора, содержащего 10 % карбамида $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$ и 20 % карбоната натрия Na_2CO_3 при напряжении 300 В и плотности тока 10-12 А/см² с последующим охлаждением в том же электролите приводят к получению модифицированного поверхностного слоя колесной стали с повышением износостойкости в 2,5 – 3,8 раза и увеличением твердости до 3,5 ГПа.

3. Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что:

– в исходном состоянии сталь марки 2 состоит из α -фазы: феррит присутствует в виде нефрагментированного и фрагментированного, с объемными долями ~10% и ~55% соответственно. Объемная доля пластинчатого перлита составляет в объеме материала 35%. Границы фрагментов свободны от карбидов, внутри фрагментов карбидная фаза также не обнаружена, средний размер фрагментов фрагментированного феррита составляет ~ 1 мкм;

– электролитно-плазменная поверхностная закалка стали марки 2 приводит к образованию пакетно-пластинчатого мартенсита с карбидами специального типа M_{23}C_6 , которые находятся в γ -фазе. Выделение специальных карбидов M_{23}C_6 обусловлено распадом остаточного аустенита и мартенсита, частичным растворением цементита, уходом углерода с дислокаций и границ кристаллов α -фазы.

– объёмные доли пакетного, пластинчатого низкотемпературного и пластинчатый высокотемпературного мартенсита составляют ~ 60%, ~ 10% и ~ 30%, соответственно. Показано, что в пластинчатом высокотемпературном мартенсите остаточный аустенит присутствует только внутри пластин в виде «игл» или колоний двойникового типа со средней объёмной долей 8.5%.

4. Изучена дислокационная структура стали марки 2 до и после электролитно-плазменной поверхностной закалки. Установлено, что:

– в исходном состоянии как в феррите так и в перлите дислокационная структура поляризована. На это указывает наличие изгибных экстинкционных контуров во всем материале. Выполнены расчёты средней скалярной плотности дислокаций в перлитных пластинах, которые составляют $2.1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в нефрагментированном и фрагментированном феррите – $2.57 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $2.89 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ соответственно;

– после электролитно-плазменной поверхностной закалки стали марки 2 дислокационная структура во всех структурных составляющих мартенсита поляризована, на что указывает наличие изгибных экстинкционных контуров во всех мартенситных кристаллах. Впервые выполненные расчёты показали, что в пакетном мартенсите средняя скалярная плотность дислокаций равна $3.31 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в пластинчатом низкотемпературном мартенсите и пластинчатом высокотемпературном мартенсите составляет величину равную $2.52 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $2.33 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ соответственно.

– в целом по материалу плотность дислокации увеличивается от $2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $2,24 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, выполняются условия $\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\theta}$, означающее, что изгиб-кручение кристаллической решётки в поверхностной зоне образца после закалки в водном растворе электролита носит чисто пластический характер, который не приводит к образованию микротрещин в материале.

Таким образом выполненные исследования показывают, что разработанным способом электролитно-плазменной поверхностной закалки сталей в водном растворе электролита можно модифицировать микроструктуру поверхностных слоёв стали с целью получения изделий с повышенными механическими и трибологическими характеристиками.

Оценка полноты решения поставленных задач

Все поставленные задачи диссертационной работы решены в полном объеме. Намеченные экспериментальные работы выполнены, анализ полученных результатов проведен совместно с научными консультантами и коллегами. Полученные результаты и выводы не противоречат основным положениям физики конденсированного состояния и апробированы в ряде Международных конференций и опубликованы в рейтинговых изданиях входящих в базы Thomson Reuters и Scopus.

Рекомендации по использованию результатов диссертационной работы которые могут быть применены для поверхностного упрочнения сталей в водном растворе электролита. Разработанный способ для поверхностной закалки в водном растворе электролита материала железнодорожного бандажа из колесной стали марки 2 обеспечивающий повышение эксплуатационных свойств, что подтверждает патент №5365 РК МПК С21D 1/09 (2020/0348.2) (Приложение А).

Результаты диссертационной работы внедрены в учебный процесс и используются при подготовке бакалавров и магистрантов по направлению «Техническая физика» (Приложение Б).

Заинтересованными могут быть металлургические и машиностроительные предприятия по производству и обработке деталей автотранспорта,

железнодорожного транспорта и т.д., а также научные и конструкторские предприятия, занимающиеся вопросами создания высокопрочных металлических изделий, созданием инновационных технологий плазменной обработки материалов и развитием фундаментальных и прикладных научных исследований в области материаловедения.

Оценка научного уровня диссертационной работы

Работа и полученные результаты соответствуют современному научно-техническому уровню, теоретические результаты получены с использованием проверенного математического аппарата, отличаются комплексным подходом, выводы не противоречат общепринятым представлениям. Высокий научно-технический и методический уровень выполненной работы подтверждается тем, что полученные результаты и выводы на их основе обсуждены на международных конференциях и опубликованы в зарубежных изданиях, имеющих ненулевой импакт-фактор.

В заключении автор выражает огромную благодарность: научным консультантам:

–PhD, ассоциированному профессору кафедры физики НАО «ВКТУ им. Д.Серикбаева» Уазырхановой Гулжаз Кенесханкызы;

–PhD, ассоциированному профессору кафедры физики и технологий НАО «ВКУ им. С.Аманжолова», директору ТОО «PlasmaScience» Рахадилу Бауыржан Корабаевичу;

–PhD, ассоциированному профессору Wrocław University of Science and Technology Piotr Kowalewski за помощь и поддержку при подготовке диссертационной работы, а также за значимые замечания, ценные консультации и важнейшие советы при проведении исследований и оформлении работы.

Коллективу Научно-Исследовательского центра «Инженерия поверхности и трибология» за предоставленную возможность участвовать в проведении исследования и оказанную поддержку при выполнении экспериментальных и аналитических работ.

Коллективу лаборатории Томского Государственного архитектурно-строительного университета за помощь в проведении исследований на просвечивающем электронном микроскопе.

Сотрудникам кафедры «Физика» факультета базовой инженерной подготовки НАО «Восточно-Казахстанский технический университет им. Д. Серикбаева» за поддержку и помощь на протяжении всего обучения в докторантуре.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Макаров А.В. Повышение износостойкости сплавов железа за счет создания метастабильных и нанокристаллических структур: автореф. ...докт.тех.наук: 05.16.01. / Институт машиноведения Уральского отделения РАН. – Челябинск, 2009. – 48 с.
2. Vyacheslav F.B., Marian Szczerek. The influence of surface layer quality on the performance characteristics of machine parts under machining // Tribologia. – 2018. – Vol. 271(1). – P. 23-29.
3. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов: учебное пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
4. Троянников А.Ю. Сравнительный анализ высокоэнергетических методов поверхностного упрочнения стали // Молодой ученый. — 2021. — № 19 (361). — С. 45-49.
5. Тюфтяев А.С. Закономерности структурообразования при плазменной обработке стали 60Г и промышленное освоение технологии поверхностного упрочнения гребней железнодорожных колесных пар: дисс. ...канд.тех.наук: 05.16.01. / ФГУП ЦНИИчермет им. И.П.Бардина. – Москва, 2002. – 148 с.
6. Zaides S.A., Vu Van Huy., Doan Thanh Van. Developing installation to increase cylindrical part surface hardness. // Proceedings of Irkutsk State Technical University. – 2020 – Vol. 24(2). – P. 262-274.
7. Тюрин Ю.И. Особенности электролитно-плазменной закалки // 3-я международная конференция «Взаимодействие излучений с твердым телом». – Минск, 1999. – С. 210-213.
8. Майоров В.С. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко. – М.: Физматлит, 2009. – 469 с.
9. Чудина О.В. Комбинированные методы поверхностного упрочнения сталей с применением лазерного нагрева. Теория и технология. – М.: Изд-во МАДИ (ГТУ). – 2003. – 248 с.
10. Майоров В.С. Лазерное упрочнение металлов. В кн.: Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко. М.: Физматлит, 2009. – С. 439-469.
11. Полетика И.М., Голковский М.Г., Перовская М.Б. Электронно-лучевая закалка поверхностного слоя стали вне вакуума // Физическая мезомеханика. 2006. – № 9. – С. 181-184.
12. Гречнева М.В. Краткий анализ состояния технологий плазменного поверхностного упрочнения сталей и сплавов в РФ // International conference on modern researches in science and technology. Conference Proceedings. Scientific public organization «Professional science» –2017. – P. 14-34.
13. Балановский А.Е. Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2006. – 180 с.

14. Лещинский Л.К., Самоутугин С.С., Пирч И.И., Комар В.И. Плазменное поверхностное упрочнение. Киев: Техника, 1990. – 109 с.
15. Коротков В.А., Бердников А.А., Толстов И.А. Восстановление и упрочнение деталей и инструмента плазменными технологиями. Челябинск: Металл, 1993. – 144 с.
16. Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 1) // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 12 (132). – С. 18-30.
17. Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 2) // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 1. – С. 25-34.
18. Kondrat'ev V.V., Balanovskii A.E., Ivanov N.A., Ershov V.A., Korniyakov M.V. Evaluation of the Effect of Modifier Composition with Nanostructured Additives on Grey Cast Iron Properties // Metallurgist. – 2014. – Vol. 58. – No 5-6. – P. 377-387.
19. Гречнева М.В. Плазменное упрочнение металлов в жидких средах // Сварочное производство. – 1992. – № 7. – С. 8-12.
20. Скрипкин А.А., Нецветаев В.А., Щербаков В.Е., Миненко Н.Ю. Получение теплостойких слоев на стали 20 с использованием плазменного нагрева // Сварочное производство. – 1992. – № 11. – С. 15-17.
21. Балановский А.Е., Нестеренко Н.А. Плазменное циклическое упрочнение сталей // Сварочное производство. – 1992. – № 11. – С. 19-20.
22. Балановский А.Е. Упрочнение поверхности катода при взаимодействии с катодными пятнами дугового разряда // Теплофизика высоких температур. 1993. – Т. 31. – № 2. – С. 328-330.
23. Ву Ван Гюи. Плазменная цементация углеродистых сталей с использованием паст в твердой фазе // Вестник науки и образования Северо-Запада России. – 2015. – Т.1. – № 1. – С. 205-211.
24. Балановский А.Е., Нестеренко Н.А. Проблема водорода при плазменном поверхностном упрочнении // Сварочное производство. – 1992. – № 11. – С. 13-15.
25. Балановский А.Е., Нестеренко Н.А. Наводороживание поверхностного слоя металла при плазменном легировании из твердой фазы // Известия вузов. – 2002. – № 10. – С. 39-40.
26. Балановский А.Е. Оценка зерна аустенита при плазменном поверхностном упрочнении среднеуглеродистых сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 6. – С. 27-32.
27. Бердников А.А., Филиппов М.А., Студенок Е.С. Структура закаленных углеродистых сталей после плазменного поверхностного нагрева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 6. – С. 2-4.
28. Балановский А.Е. Визуализация процесса нагрева и плавления металла в анодной области при дуговом разряде с неплавящимся электродом // Теплофизика высоких температур. – 2016. – Т. 54. – № 5. – С. 1-8.

29. Балановский А.Е. Возможности цифровой визуализации процесса нагрева и плавления металла при дуговом разряде с неплавящимся электродом // Сварочное производство. – 2016. – № 6. – С. 31-39.

30. Балановский А.Е., Ву Ван Гюи. К вопросу определения пятна нагрева при плазменной поверхностной обработке // Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации): материалы VI Всерос. науч.-технич. конф. с междунар. участием (Иркутск, 25–27 апреля 2016 г.). – Иркутск, 2016. – С. 113-122.

31. Ву Ван Гюи., Балановский А.Е. Пароводяная плазменная цементация в твердой фазе на установке MULTIPLAZ 3500 // Инновации в науке. – 2015. – № 51 (1). – С. 95-102.

32. Исхакова Г.А. Исследование микроструктуры и механических свойств стали 45 после плазменного термоупрочнения // Электронная обработка материалов. – 1987. – № 5. – С. 24-27.

33. Коротков В.А., Баскаков Л.Б., Толстов И.А. Восстановительная наплавка и упрочнение роликов рольгангов // Сварочное производство. – 1991. № 3. – С. 31-33.

34. Балановский А.Е., Гречнева М.В., Ву Ван Гюи. Исследование структуры рельсовой стали после плазменного поверхностного упрочнения // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 11. – С. 23-32.

35. Медведев С.И., Гречнева М.В., Балановский А.Е. Металлографические исследования и эксплуатационные испытания железнодорожных рельсов, упрочненных плазменной обработкой // Ползуновский альманах. – 2014. – № 2. С. 71-76.

36. Гречнева М.В., Медведев С.И., Неживляк А.Е. Снижение бокового износа железнодорожных рельсов при помощи плазменного поверхностного упрочнения // Вестник ИрГТУ. – 2010. – № 6 (46). – С. 29-34.

37. Гречнева М.В., Толкачев С.А., Владимирцев И.К. Повышение износостойкости деталей горных машин. // Вестник ИрГТУ. – 2011. – № 12 (59). – С. 26-29.

38. Балановский А.Е. Конец системы колесо – рельс и вновь начало. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2011. – С. 10-11.

39. Медведев С.И., Неживляк А.Е., Гречнева М.В., Балановский А.Е., Ивакин В.Л. Определение оптимальных режимов плазменного упрочнения боковой поверхности рельса на опытной установке ПУР-1 // Сварочное производство. – 2014. – № 8. – С. 28-36.

40. Коротков В.А., Ананьев С.П., Шур В.Я., Шишкин Е.И. Наноструктурирование стали плазменной дугой // Технология машиностроения. 2011. – № 4. – С. 1-5.

41. Кондратьев В.В., Иванов Н.А., Балановский А.Е., Иванчик Н.Н., Карлина А.И. Улучшение свойств серого чугуна кремнийдиоксид и углеродными наноструктурами // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. – 2016. – Т. 9. № 5. – С. 671-685.

42. Балановский А.Е. Поверхностное упрочнение рельсов // Путь и путевое хозяйство. – 2005. – № 11. – С. 38-40.
43. Самотугин С.С. Муратов В.А., Ковальчук А.В. Плазменное упрочнение инструментов кольцевой формы // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 10. – С. 2-5.
44. Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 3) // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 2. – С. 20-30.
45. Балановский А.Е. Плетников И.А. Комплексная оценка качества технологии плазменного поверхностного упрочнения бандажей локомотивов. Часть 1 // Сварка и диагностика. – 2012. – № 3. – С. 45-50.
46. Балановский А.Е., Плетников И.А.. Комплексная оценка качества технологии плазменного поверхностного упрочнения бандажей локомотивов. Часть 2 // Сварка и диагностика. – 2012. – № 4. – С. 46-50.
47. Балановский А.Е. Результаты внедрения технологии плазменного упрочнения на ВСЖД // Железнодорожный транспорт. 2006. № 4. С. 28-32.
48. Пат. № 95666, Российская Федерация. Установка для упрочнения колесных пар железнодорожного состава / А.Е. Балановский, В.Е. Цой; заявитель и патентообладатель НП НЦРИТ; опубл. 10.07.2010, Бюл. № 24. 34 с.
49. Балановский А. Е. Плетников И. А. Комплексная оценка качества технологии плазменного поверхностного упрочнения бандажей локомотивов. Часть 3 // Сварка и диагностика. – 2012. – № 5. – С. 49-55.
50. Medvedev S.I., Nezhivlyak A.E., Grechneva M.V., Balanovsky A.E., Ivakin V.L. Optimization of plasma hardening conditions of the side surface of rails in PUR-1 experimental equipment // Welding International. 2015. Vol. 29. No. 8. P. 643-649.
51. Balanovskii A.E. Visualization of the process of metal heating and melting in the anode zone in an arc discharge with a tungsten electrode // High Temperature. – 2016. – Vol. 54. No. 5. – P. 627-631.
52. Балановский А.Е. Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2006. – 180 с.
53. Балановский А.Е., Плетников И.А. Плазменное поверхностное упрочнение специальных сталей // Металлургия машиностроения. – 2009. – № 5. – С. 24-30.
54. Tyurin Yu. Technology and equipment electrolytic-plasma quenching // 3rd Intern. conf. on quenching and control of distortion. – Prague. –1999. – P. 560-563.
55. Pogrebnjak A. D., Tyurin Yu. Preparation and investigation of the structure and properties of Al₂O₃ plasma-detonation coatings // Techn. Phys. Lett. – 2000. – 26, № 11. – P. 960-964.
56. Tyurin Yu. Features and advantages of surface modification of metallic pieces using electrolytic plasma thermal cycling hardening // Plasma Surface Eng. – 2000. – P. 1230-1233.

57. Leshchinsky L. K., Samotugin S. S. Mechanical properties of plasma-hardened 5 % – chromium tool steel deposited by arc welding // *Welding J.* – 2001. – № 1. – P. 25-30.
58. Pogrebnjak A. D., Tyurin Y. N., Kobzev A. P. Mass transfer and doping during electrolyte-plasma treatment of cast iron // *Tech. Phys. Lett.* – 2003. – 29, № 4. – P. 312-315.
59. Menin R., Ramos E., Magrini M. Laser surface treatment of carbon and alloy steels // *Proc. 4 Inter. conf. of rapid quench. metals, Sendai, 24—28, Aug., 1981. – Sendai, 1982. – Vol. 1. – P. 193-196.*
60. Медведовская Л. А., Шур Н. Ф. Оборудование и технология лазерной термической обработки (обзор) // *Металловедение и терм. обработка мет.* – 1983. – № 4. – С. 34.
61. Поляк М.С. Технология упрочнения. Технологические методы упрочнения: справочник в 2 т. / М. С. Поляк. - М.: Машиностроение, 1995. - Т. 1. – 832 с.
62. Кидин И.Н. Физические основы электро-термической обработки металлов и сплавов / И.Н. Кидин. - М.: Metallurgy, 1969. – 376 с.
63. Белкин, П.Н. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / П. Н. Белкин. - М.: Мир, 2005. – 336 с.
64. Лещинский Л.К., Смотугин С.С., Пирч И.И. //Плазменное поверхностное упрочнение. - Киев: Техника, 1990. – 109 с.
65. Ющенко К.А., Борисов Ю.С., Тюрин Ю.Н., Теория и практика импульсно-плазменного модифицирования поверхности деталей машин и инструмента. //Сварочное производство. – Киев, 1994. –№5. – С. 23-25
66. Yerokhin A.L., Nie X., Leyland A., Matthews A., Dowe S.J. Plasma electrolysis for surface engineering // *Surface and Coatings Technology.* – 1999. – V. 122. – P. 73-93.
67. Pogrebnjak A.D., Bor'baa S.O., Kravchenko Ya.O., Tleukenov Y.O. Plotnikov S.V., Beresnev V. M., Takeda Y., Oyoshid K., Kupchishin A. I. Effect of the High Dose of $N^+(1018\text{cm}^{-2})$ Ions Implantation into the (TiHfZrVNbTa)N Nanostructured Coating on Its Microstructure, Elemental and Phase Compositions and Physico Mechanical Properties // *Journal of Superhard Materials.* – 2016. – Vol. 38, No. 6. – P. 393-401.
68. Tleukenov Y.O., Pogrebnjak A.D., Plotnikov S.V., Erdybaeva N.K. The physical and mechanical properties of (Ti, Hf, Zr, Nb, V, Ta)N coatings deposited in the vacuum-arc process // *Journal of Tribologia.* – Vol. 5. – 2016. – P. 195-207.
69. Tleukenov Y.O., Plotnikov S.V., Erdybaeva N.K., Pogrebnjak A.D. Studying of nanocomposite films' structure and properties obtained by magnetron sputtering // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* – 2016. – Vol. 110. – P. 201.
70. Ivashenko, V.I., Pogrebnjak, A.D., Skrinski, P.L., Erdybaeva, N.K., Tleukenov, E.O. The structure and properties of the nanocomposite films Nb-Al-N //

IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2015. –Vol. 81(1), 012021.

71. Plotnikov, S.V., Erdybaeva, N.K., Tleukenov, E.O. Degradation of austenitic steel 12X18H10T after electron beam impact // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2015. – Vol.81(1). – 012013.

72. Лазаренко Б.Р. Об особенностях электролитного нагрева при анодном процессе / Б.Р. Лазаренко, В. Н. Дураджи, А. А. Факторович, И. В. Брянцев // Электронная обработка материалов. – 1974. – № 3. – С. 37-40.

73. Ясногородский И.З. Электролитный нагрев металлов / З.И. Ясногородский // Электрохимическая и электромеханическая обработка металлов. – Л.: Машиностроение, 1971. – С. 117-168

74. Плеханов Г.В. Исследование вольт-амперной характеристики электролитно-плазменного разряда // Научно-техническая конференция студентов и аспирантов: Тезисы докладов. - Рубцовск, 1998. – С. 88-89.

75. Белкин П.Н. Стационарная температура анода, нагреваемого в водных электролитах / П. Н. Белкин, А. Б. Белихов // Инженерно-физический журнал. – 2002. – Т. 75. №6. – С. 19-24.

76. Кидин И.Н. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов Текст. / И. Н. Кидин, В. И. Андрюшечкин, В. А. Волков, А. С. Холин -М.: Металлургия, 1978. – 320 с.

77. Xiaoyue Jin, Bin Wang, Wenbin Xue, Jiancheng Du, Xiaoling Wu, Jie Wu. Characterization of wear-resistant coatings on 304 stainless steel fabricated by 148 cathodic plasma electrolytic oxidation // Surface & Coatings Technology. – 2013. – V. 236. – P. 22-28.

78. Muradov A.D., Mukashev K.M. Yar-Mukhamedova G.S., Korobova N.E. Impact of silver metallization and electron irradiation on the mechanical deformation of polyimide films // Technical Physics. Vol.62. – 2017. – P. 1692-1697.

79. Gabdrakhmanova L.A., Mukashev K.M., Umarov F.F., Muradov A.D., Yar-Mukhamedova G.S. Evolution of a Nanocrystalline Structure of the Cobalt Metal in Annealing // Journal of Nano- and Electronic Physics [this link is disabled](#), 2020, 12(6), pp. 06027-1-06027-6.

80. Yar-Mukhamedova G.S., Darisheva A.M., Yar-Mukhamedov E.S. Adsorption of the Components of a Chrome-Plating Electrolyte on Dispersed Corundum Particles // Materials Science [this link is disabled](#), 2019, 54(6), pp. 907–912.

81. Yar-Mukhamedova G., Muradov A., Ismailova G., Mikhaylov L., Yar-Mukhamedov Y. Corrosion influence on microhardness changes of nanostructured composition coatings.// International Multidisciplinary Scientific Geo Conference Surveying Geology and Mining Ecology Management, SGEM [this link is disabled](#). – 2015. – Vol.1(6). – P.41–44.

82. Isaiev M., Mussabek G., Lishchuk P., Lacroix D., Lysenko V. Application of the Photoacoustic Approach in the Characterization of Nanostructured Materials // Nanomaterials. – 2022. – Vol.12(4). – P.708.

83. Moon S., Jeong Y. Generation mechanism of microdischarges during plasma electrolytic oxidation of Al in aqueous solutions // *Corrosion Science*. – 2009. – V. 51. – P. 1506-1512.
84. Abuali Galedari S., Mousavi Khoei S.M. Effect of pulse frequency on microstructure and surface properties of Ck45 steel treated by plasma electrolysis method // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – V. 551. – P. 415-421.
85. Zhang P., Nie X., Northwood D.O.. Influence of coating thickness on the galvanic corrosion properties of Mg oxide in an engine coolant // *Surface & Coatings Technology*. – 2009. – V. 203. – P. 3271-3277.
86. Dunleavy C.S., Golosnoy I.O., Curran J.A., Clyne T.W. Characterisation of discharge events during plasma electrolytic oxidation // *Surface & Coatings Technology*. – 2009. – V. 203. – P. 3410-3419.
87. Young Gun Ko, Kang Min Lee, Dong Hyuk Shin. Effect of ammonium metavanadate on surface characteristics of oxide layer formed on Mg alloy via plasma electrolytic oxidation // *Surface & Coatings Technology*. – 2013. – V. 236. – P. 70-74.
88. Martin J., Melhem A., Shchedrina I., Duchanoy T., Nominé A., Henrion G., Czerwicz T., Belmonte T. Effects of electrical parameters on plasma electrolytic oxidation of aluminium // *Surface & Coatings Technology*. – 2013. – V. 221. – P. 70-76.
89. Bin Wang, Xiaoyue Jin, Wenbin Xue, Zhenglong Wu, Jiancheng Du, Jie Wu. High temperature tribological behaviors of plasma electrolytic borocarbided Q235 low-carbon steel // *Surface & Coatings Technology*. – 2013. – V. 232. – P. 142-149.
90. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Приложения. – М.: Металлургия, 1970. – 109 с.
91. Skakov M.K., Uazyrkhanova G.K., Scheffler M., Popova N.A. Influence of Deformation on the Phase-Structural State of a 30CrMnSiA Steel // *Materials testing*, 2013. – № 1(55). – P. 51-54.
92. Skakov M.K., Uazyrkhanova G.K., Popova N.A. Electron microscopic analysis of 30CrMnSiA steel surface layers after hot deformation // *Applied Mechanics and Materials*, 2013. – V. 395-396. – P. 336-341.
93. А.с. 79812. Способ электролитно-плазменного упрочнения деталей и устройство для его осуществления / М.К. Скаков, А.М. Жилкашинова, Л.Г. Журерова, Е.Е. Сапатаев, Б.К. Рахадиллов, Ш.Р. Курбанбеков, Л.Б. Баятанова, Г.К. Уазырханова; опубл. 09.07.2012, Бюл. № 10
94. Физика твердого тела: Энциклопедический словарь // Гл. редактор В.Г. Барьяхтар. – Киев: Наук.думка, 1996. – Т. 1. – 531 с.
95. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М.: МИСИС, 2002. – 360 с.
96. Приборы и методы физического металловедения. Под редакцией Вейнберга Ф. – Выпуск 1. – Перевод с английского – М.: Мир, 1973. – 427 с.
97. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1971. – 256 с. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

98. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. - М.: Metallurgy, 1976. –190 с.
99. Малиновская В.А. Распределение азота и углерода, фазовая структура градиентных слоев и механические свойства стали 20X2H4A после нитроцементации: дис... канд. техн. наук. - Томск, 2006. – 241 с.
100. Глаголев А.А. Геометрические методы количественного анализа агрегатов под микроскопом. – Львов: Госгеоліздат, 1941. – 264 с.
101. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. – М.: Metallurgy, 1977. – 240 с.
102. Meletis E.I., Nie X., Wang F.L., Jiang J.C. Electrolytic plasma processing for cleaning and metal-coating of steel surfaces // Surface and Coatings Technology. – 2002. – V. 150. – С. 246–256.
103. Tyuirin Yu.N. and Pogrebnjak A.D. Electric Heating Using a Liquid Electrode // Surf. And Coat. Tech. – 2001. – V. 142-144. – P. 293-299
104. Скаков М.К., Уазырханова Г.К., Попова Н.А. Источники внутренних полей напряжения и зарождения микротрещин в поверхностных слоях деформированной стали 30ХГСА // Вестник КазНТУ им. К.И. Сатпаева. -2013. - №3(97). – С. 263-270.
105. Levine L., Geantil P., Larson B., Tischler J., Kassner M., Liu W., Stoudt M., Tavazza F. Disordered long range internal stresses in deformed copper and the mechanisms underlying plastic deformation // Acta Materialia. – 2011. № 59. – P. 580-581.
106. Pitsch W. Der Orientierungszusammenhang zwischen Zementit und Ferrit im Perlit // Acta Met. – 1962. – V.10, №1. – P. 79-81.
107. Сухомлин Г.Д. Электроннодифракционное исследование ориентационных соотношений феррит-цементит в перлите // ФММ. – 1974. – Т.38. – №4. – С. 878-880.
108. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Скалярная плотность дислокаций во фрагментах с разными типами субструктур // Письма о материалах. – 2011. – Т. 1. – С. 15-18.
109. Смирнов, А.Н. Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушений паропроводов из стали 12Х1МФ / А.Н. Смирнов, Э.В. Козлов. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2004. – 163 с.
110. Балановский А.Е. Плазменные технологии в промышленности: состояния и перспективы // Заготовительное производство в машиностроении. 2007. – № 9. – С. 32-36.
111. Ву Ван Гюи, Балановский А.Е., Кондратьев В.В. О поверхностном модифицировании стальных литых заготовок при плазменно-дуговом переплаве // Metallurgy машиностроения. – 2017. – № 1. – С. 9-15.
112. Иванчик Н.Н., Балановский А.Е., Кондра тьев В.В., Тютрин А.А., Кузьмин М.П. Оценка применения продуктов переработки отходов кремния в качестве ультрадисперсных активирующих флюсов для дуговой сварки //

Вестник ИрГТУ. 2016. Т. 20. № 12 (119). С. 165–172. DOI: 10.21285/1814-3520-2016-12-165-172.

113. Балановский А.Е., Ву Ван Гюи. К вопросу определения размера пятна нагрева при плазменной поверхностной обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 2 (146). С. 82-91.

114. Гречнева М.В. Анализ результатов работ в области плазменного поверхностного упрочнения сталей и сплавов в РФ // Современные технологии. Системный анализ. Моделирование 2017. № 1 (53). С. 48-58.

115. Э.В. Козлов, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко. Изменение размера зерна конструкционной стали 20Х2Н4Ф под воздействием нитроцементации // Вестник Томского государственного университета. Химия. – 2016. – № 2. – С. 54-60.

116. Карпухин С.Д., Быков Ю.А. Световая микроскопия и количественная обработка изображений структур материалов. – Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана, – 2003. – 48 с.

117. Fakhurtdinov R.S., Ryzhova M.Y., Pakhomova S.A. Advantages and commercial application problems of vacuum carburization. // Polymer Science, Series D. – 2017. – Vol.10. – P. 79-83.

118. Быков Ю.А., Унчикова М.В., Пахомова С.А., Помельникова А.С., Силаева В.И. Методика выбора материала и технологии термической обработки деталей машиностроения. Заготовительные производства в машиностроении, – 2015, № 8, с. 43-47.

119. Помельникова А.С., Фетисов Г.П., Пахомова С.А. К вопросу упрочнения различно легированных сталей обработкой в коронном разряде. Технология металлов, – 2017, № 2, с. 20-24.

120. Pakhomova S.A., Unchikova M.V., Fakhurtdinov R.S. Gear wheels surface engineering by deformation hardening and carburization. Materials Science Forum, 2016, vol. 870, P. 383-391.

121. Табиева Е.Е., Рахадиллов Б.К., Уазырханова Г.К., Байжан Д., Структура и механические свойства колесной стали до и после электролитно-плазменной поверхностной закалки // Вестник ВКТУ. – 2020. – №3. – С.148-154.

122. Патент на полезную модель № 5365., Способ упрочнения железнодорожных колес., Дата регистрации в Государственном реестре полезных моделей Республики Казахстан 11.09.2020., Рахадиллов Бауыржан Корабаевич., Байжан Дарын Рашитулы., Уазырханова Гулжаз Кенесханкызы., Табиева Еркежан Еркинбеккызы.

123. Tabiyeva Y.Y., Rakhadilov B.K., Uazyrkhanova G.K., Zhurerova L.G., Sagdoldina Zh.B., Kurbanbekov Sh.K., Research of change in tribological properties of steel grade 2 after electrolytic-plasma exposure // 11-я Международная научная конференция «Хаос и структуры в нелинейных системах. Теория и эксперимент» Караганда. – 2019. – С.179-184.

124. Tabiyeva E, Rahadilov B, Uazyrkhanova G, Satbaeva Z., Kengesbekov A., Influence of electrolytic-plasma surface hardening on the surface properties of bandage steel // *TRIBOLOGIA* . – 2019. – Vol.4. – P.105-111.

125. Tabiyeva Y.Y., Popova N.A., Nikonenko E.L., Influence of electrolytic-plasma treatment on the morphological components of the matrix of steels of ferrite-perlite class // *Международная научно-техническая конференция ПРФН-2020*. – Томск. – С. 124.

126. Уазырханова Г.К., Рахадиллов Б.К., Табиева Е.Е., Байжан Д., Влияние электролитно-плазменной поверхностной закалки на прочностные характеристики стали марки 2 // *VI Международная научно-практическая конференция «Наука и образование в современном мире: вызовы XXI века»*. – Нур-Султан. – 2020. – С. 65-71.

127. Rakhadilov B.K., Tabiyeva Y.Y., Uazyrkhanova G.K., Zhurerova L.G., Maulit A., Baizhan D., Surface modification of steel mark 2 electrolytic-plasma exposure // *Eurasian Journal of Physics and Functional Materials*. – Vol.3. – 2019. – P. 355-362, DOI: 10.29317/EJPFM.2019030408, SCOPUS.

128. Rakhadilov B.K., Tabiyeva Y.Y., Uazyrkhanova G.K., Zhurerova L.G., Popova N.A., Effect of electrolyte-plasma surface hardening on structure wheel steel 2 // *Вестник Карагандинского государственного университета. Серия физическая* // – 2020. – №2 (98). – С. 68-74.

129. Федорова Л.В., Федоров С.К., Иванова Ю.С., Исаев К.Р. Структура и износостойкость стали 65Г после электрохимической поверхностной закалки. *Технология металлов*. – 2017. – № 3. – С. 27-31.

130. L.V. Fedorova, S.K. Fedorov, Y.S. Ivanova, A.M. Lompas. Technological Principles of Increasing Wear Resistance of Parts by Electromechanical Surface Hardening, Vol.9. – 2017 P. 85-92. DOI 10.18698/0536-1044-2017-9-85-92.

131. Ion J.C. Second Report on Diagrams of Microstructure and Hardness for Heat-Affected Zones in Welds / J.C. Ion, K.E. Easterling, and M.F. Ashby // *Acta Metall.* - 1984. – V32. – P. 1949.

132. Wong J. Dynamics of Phase Transformations and Microstructure Evolution in Carbon-Manganese Steel Arc Welds Using Time Resolved Synchrotron X-Ray Diffraction / J. Wong, T. Ressler and J.W. Elmer // *J. Synchrotron Radiation* 10.2003. - Part 2, Mar. - P. 154-167.

133. Modeling of Heat Transfer and Fluid Flow during GTA Spot Welding of 1005 Steel, / W. Zhang, G.G. Roy, J.W. Elmer [et al.] // *Journal of Applied Physics*. – Vol.93. - P. 3022-3033.

134. Elmer J.W. Spatially Resolved X-Ray Diffraction Mapping of Phase Transformations in the HAZ of Carbon-Manganese Steel Arc Welds / J.W. Elmer, J. Wong and Th. Ressler // *Metall. and Mater. Trans. A*. — 2001. - 32A (5). - P. 1175-1187.

135. Popova N.A., Nikonenko E.L., Tabiyeva E.E. and Uazyrkhanova G.K., Structure and phase composition of ferritic-perlitic steel surface after electrolytic

plasma quenching //Russian Physics Journal. – 2020. – Vol.63. – No.5. – P. 791-796. DOI:10.1007/s11182-020-02099-z, IF= 0.664.

136. Tabieva E.E., Popova, N.A., Nikonenko, E.L., Uazyrkhanova, G.K., Gromov, V.E. Influence of surface quenching on morphology and phase composition of ferritic-pearlitic steel //Izvestiya Ferrous Metallurgy. – 2020. – Volume 63. – No.11-12. – P. 915–921. DOI:0.17073/0368-0797-2020-11-12-915-921, IF=0.407.

137. Rakhadilov B.K., Tabiyeva Y.Y., Uazyrkhanova G.K., Zhurerova L.G., Baizhan D., Influence of electrolytic-plasma surface quenching on the structure and strength properties of ferritic-pearlite class wheel steel // Eurasian Journal of Physics and Functional Materials. – Vol.4. – 2020. – P. 167-173, DOI: 10.29317/EJPFM.2020040208.

138. Табиева Е.Е., Уазырханова Г.К., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Влияние поверхностной закалки на изменение структурно-фазового состояния ст2 // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2020.– №2. – С. 169-175.

139. Bayatanova L., Rakhadilov B., Kurbanbekov S., Skakov M., Popova N. Fine structure of low-carbon steel after electrolytic plasma treatment // Materials Testing. – 2021. – Vol.63(9). – P 842–847.

140. Ababkov N., Smirnov A., Danilov V., Popova N., Nikonenko E. Structural-phase state, mechanical properties, acoustic and magnetic characteristics in the sustainable deformation localization zones of power equipment made of structural and heat resistant steels // Metals. – 2021. – Vol. 11(10). – P.1638. 10.3390/met11101638.

141. Zhang W. Integrated modeling of thermal cycles, austenite formation, grain growth and decomposition in the heat affected zone of carbon steel / W. Zhang, J.W. Elmer and T. Debroy // Science and Technology of Welding and Joining. – Vol(5). – P. 574-582.

142. Zhang W Kinetics of Ferrite to Austenite Phase Transformation during Welding of 1005 Steel / W. Zhang, J.W. Elmer and T. DebRoy // Scripta Materialia. – 2002. – №46. – P. 753-757.

143. Zhang W. Modeling and Real Time Mapping of Phases during GTA Welding of 1005 Steel / W. Zhang, J.W. Elmer and T. DebRoy // Materials Science and Engineering A. – 2002. – Vol. 333. – P. 320-335.

144. Palmer T.A. Effects of Input Power on the a-y Phase Transformation in the HAZ of 1045 C-Mn Steel Arc Welds Observed by Spatially Resolved X-Ray Diffraction / T.A. Palmer and J.W. Elmer // In press, Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. — P. 67-86.

ПРИЛОЖЕНИЕ А
Патент на полезную модель
«Способ упрочнения железнодорожных колес»


ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫ **РЕСПУБЛИКА КАЗАХСТАН**
REPUBLIC OF KAZAKHSTAN

ПАТЕНТ
PATENT
№ 5365

ПАЙДАЛЫ МОДЕЛЬГЕ / НА ПОЛЕЗНУЮ МОДЕЛЬ / FOR UTILITY MODEL

 (21) 2020/0348.2
(22) 02.04.2020
(45) 11.09.2020

(54) Теміржол дөңгелектерін беріктендіру тәсілі
Способ упрочнения железнодорожных колес
Method of hardening railway wheels

(73) «Сәрсен Аманжолов атындағы Шығыс Қазақстан университеті» коммерциялық емес
акционерлік қоғамы (KZ)
Некоммерческое акционерное общество «Восточно-Казахстанский университет имени
Сарсена Аманжолова» (KZ)
«Sarsen Amanzholov East Kazakhstan University» Non-profit limited company (KZ)

(72) Рахадиллов Бауыржан Корабаевич (KZ) Rakhadilov Bauyrzhan Korabayevich (KZ)
Байжан Дарын Рашитұлы (KZ) Baizhan Daryn Rashituly (KZ)
Уазырханова Гулжаз Кенесханқызы (KZ) Uazyrkhanova Gulzhaz Keneskhanqyzy (KZ)
Табиева Еркежан Еркінбекқызы (KZ) Tabiyeva Yerkezhan Yerkinbekqyzy (KZ)



ЭЦҚ қол қойылды
Подписано ЭЦП
Signed with EDS

Н. Әбілқайыров
Н. Абулқайыров
N. Abulkairov

«Ұлттық зияткерлік меншік институты» РМҚ директорының м.а.
И.о. директора РГП «Национальный институт интеллектуальной собственности»
Executive director of RSE «National institute of intellectual property»

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

АКТ

о внедрении результатов диссертационной работы
в учебный процесс НАО «ВКТУ им.Д.Серикбаева»

БЕКІТЕМІН

«Д.Серикбаев атындағы Шығыс Қазақстан
техникалық университеті» КЕАҚ ГИД және
цифрландыру жөніндегі проректоры

И. Денисова
« 25 » _____ 2022 ж.

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по НИД и цифровизации
НАО «Восточно-Казахстанский технический
университет им. Д.Серикбаева

И. Денисова
« 25 » _____ 2022 г.

Базалық инженерлік дайындық факультетінің оқу процесіне
философия докторы (PhD) дәрежесін алу үшін
Табиева Еркежан Еркінбекқызының
диссертациялық жұмыстың нәтижелерін енгізу туралы
АКТ

АКТ

о внедрении результатов диссертационной работы
на соискание степени доктора философии (PhD)
Табиевой Еркежан Еркінбекқызы
в учебный процесс Факультета базовой инженерной подготовки

Комиссия құрамы:
Комиссией в составе:
Төрағасы:
Председатель:

к.ф.-м.н., Рахметуллина Ж.Т.
декан Факультета базовой инженерной подготовки;

Комиссия мүшелері:
Члены комиссии:

д.ф.-м.н., Плотников С.В.
– профессор кафедры физики;
PhD, ассоциированный профессор, Уазырханова Г.К.
– ассоциированный профессор кафедры физики;
PhD, Ескермесов Д.К.
– ассоциированный профессор кафедры физики;

Табиева Еркежан Еркінбекқызының 6D072300 «Техникалық физика» мамандығы бойынша философия докторы (PhD) дәрежесін алу үшін ұсынылған «ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКЕ», диссертациялық жұмысының нәтижелері «Д. Серикбаев атындағы Шығыс Қазақстан техникалық университеті» КЕАҚ базалық инженерлік дайындық факультетінің оқу процесіне енгізілгені туралы осы акт жасалды.

Диссертация жұмысын жасау барысында алынған мәліметтер электролиттің сулы ерітіндісінде өте жылдам қыздыру және салқындату жағдайында болатын құрылымдық-фазалық түрленулерінің сипатын түсіндіруде үлкен үлесін қосады. Сондай-ақ онтайлы қасиеттерді алу үшін материалдарды термиялық өңдеу технологиясы туралы қосымша білім береді және плазмалық шынығуға ұшыраған материалдардың модификацияланған қабаттарын зерттеу кезінде қолданылады. Автормен ұсынылған әдістер мен ұсыныстар келесі пәндердің жұмыс жоспарына енгізілген:

- Металдар мен қорытпалардағы құрылымдық және фазалық түрленулер;
- Материалдарды беттік қатайту;
- Металдар мен қорытпаларды термоөңдеу теориясы;
- Нығайту және жабу технологиясы;
- Конденсирленген күй физикасы.

Комиссия диссертациялық жұмыстың нәтижелерінің жоғары теориялық және практикалық маңызы бар және Базалық инженерлік дайындық факультетінің бакалавриат және магистратура бағдарламаларында білім алушыларға конденсирленген күйі физикасы саласында іргелі білім алуға мүмкіндік береді деп санайды. Диссертация жұмыс нәтижелері қатты денелердің электрондық және атомдық-кристалдық құрылымын, құрылымдық-фазалық түрленулерін, дөңгелек болатының қасиеттерін терен түсінуге мүмкіндік береді. Сонымен қатар, Е.Е.Табиеваның

ПРОДОЛЖЕНИЕ ПРИЛОЖЕНИЕ Б

диссертациялық жұмысының нәтижелері бағдарламалардың бейіндерімен айқындалатын кәсіби құзыреттіліктерді қалыптастыруға ықпал етеді.

Составлен настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы Табиевой Еркежан Еркинбекқызы «ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКЕ», представленной на соискание степени доктора философии (PhD) по специальности 6D072300 «Техническая физика», внедрены в учебный процесс Факультета базовой инженерной подготовки НАО «Восточно-Казахстанский технический университет им. Д.Серикбаева».

Данные, полученные соискателем Табиевой Е.Е., могут быть использованы при объяснении характера структурно-фазовых преобразований в условиях быстрого нагрева и охлаждения в водном растворе электролита. Дадут дополнительные знания по вопросам технологии термической обработки материалов для получения комплекса оптимальных свойств, будут применены при исследованиях модифицированных слоев материалов подвергнутых плазменной закалке. Предложенные методики и рекомендации, рассмотренные автором, внедрены в рабочий план таких дисциплин как:

- Структурные и фазовые превращения в металлах и сплавах;
- Поверхностное упрочнение материалов;
- Теория термообработки металлов и сплавов;
- Технологии упрочнения и покрытий;
- Физика конденсированного состояния.

Комиссия считает, что внедрение результатов диссертационной работы имеет высокую теоретическую и практическую значимость и дает возможность обучающимся бакалавриата и магистратуры Факультета базовой инженерной подготовки получить фундаментальные знания в области физики конденсированного состояния, углубленные представления о структурно-фазовых превращениях и методах количественного определения объемных долей структурно-морфологических составляющих колесной стали. Кроме того, результаты диссертационной работы Табиевой Е.Е. будут способствовать формированию профессиональных компетенций, определяемых профилями программ.

Торағасы
Председатель комиссии

Комиссия мүшелері
Члены комиссии



Рахметулдина Ж.Т.

Плотников С.В.

Уазырханова Г.К.

Ескермесов Д.К.