

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего
образования
«Сибирский государственный индустриальный университет»
АО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций
имени Н.Е. Крюкова»

На правах рукописи



Порфирьев Михаил Анатольевич

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ, ДИСЛОКАЦИОННАЯ
СУБСТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ ИЗ
ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Специальность

1.3.8 – физика конденсированного состояния

диссертации на соискание ученой степени кандидата
технических наук

Научный руководитель:

д.ф.-м.н., профессор В.Е. Громов

Научный консультант:

д.т.н., доцент Р.Е. Крюков

Новокузнецк, 2026

Содержание

Введение.....	4
1.1 Об истории создания рельсов.....	14
1.2 Влияние ряда факторов на структуру и свойства перлитных сталей.....	15
1.3. Структура, фазовый состав и дефектная структура доэвтектоидных дифференцированного-закаленных рельсов после длительной эксплуатации	19
1.4. Преобразование цементита при деформации.....	29
1.5. Контактные усталостные повреждения рельсов при эксплуатации в городских условиях	35
1.6 Выводы из литературного обзора и постановка задачи исследования	39
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	41
ГЛАВА 3. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА РЕЛЬСОВ КАТЕГОРИИ ДТ400ИК ПОСЛЕ ПРОПУЩЕННОГО ТОННАЖА НА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОМ Ж/Д КОЛЬЦЕ	53
3.1. Градиент структуры металла вдоль оси симметрии «поверхности катания»..	53
3.2. Градиент структуры металла вдоль радиуса скругления «выкружки»	65
3.3. Сопоставление структуры металла рельсов, формирующейся в поверхностном слое выкружки и в поверхностном слое поверхности катания.....	75
3.4. Механизмы разрушения цементита перлитной стали в условиях знакопеременной нагрузки	83
Заключение по главе 3	89
ГЛАВА 4 СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ДЛИННОМЕРНЫХ РЕЛЬСОВ ПО РАДИУСУ СКРУГЛЕНИЯ ВЫКРУЖКИ ГОЛОВКИ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ.....	92
4.1. Эволюция морфологических составляющих структуры и фазового состава заэвтектоидной стали вдоль радиуса скругления выкружки после длительной эксплуатации.....	92
4.2. Эволюция дислокационной структуры и внутренних полей напряжений в заэвтектоидной рельсовой стали вдоль радиуса скругления выкружки после длительной эксплуатации.....	101
4.3. Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в заэвтектоидной рельсовой стали после длительной эксплуатации	112
Заключение к главе 4	125

ГЛАВА 5. ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПО ЦЕНТРАЛЬНОЙ ОСИ	127
5.1. Преобразование морфологических составляющих структуры и фазового состава стали вдоль оси симметрии головки	127
5.2. Эволюция дислокационной структуры и внутренних полей напряжений в заэвтектоидной рельсовой стали вдоль центральной оси головки рельсов после длительной эксплуатации.....	133
5.3. Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в заэвтектоидной рельсовой стали	141
Закключение по главе 5	145
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ	145
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:	148
ПРИЛОЖЕНИЕ А. АКТ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ	166
ПРИЛОЖЕНИЕ Б. АКТ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ.....	167
ПРИЛОЖЕНИЕ В. СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ.....	168
.....	168
ПРИЛОЖЕНИЕ Г. СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ.....	169
ПРИЛОЖЕНИЕ Д. СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ	170

Введение

Сложные и многогранные металлургические переменные, играющие важную роль в проектировании и разработке рельсов, создают целый ряд проблем, из-за которых чрезвычайно трудно точно охарактеризовать или оценить эти факторы чисто теоретическими методами, о чем свидетельствуют обширные исследования, проведенные в этой области [1-4]. К этим переменным относятся такие критические явления, как локальная пластичность [5], износ [6], контактная усталость при качении [7], деградация, вызванная коррозией [8], и возможность разрушения, вызванного ударом, в эксплуатационных условиях [9]. Оптимизация этих механизмов требует одновременного и целостного подхода к улучшению полного набора свойств, включая уделение особого внимания таким характеристикам, как общая прочность, характеристики упрочнения, возникающие на этапах обработки, ударопрочность, твердость поверхности, усталость, проявляющаяся под поверхностным слоем, скорость распространения трещин, износостойкость и способность к эффективной сварке [10], [11], [12]. Кроме того, важно признать, что эти различные параметры не действуют независимо друг от друга: например, наличие высокой износостойкости может непреднамеренно привести к ситуации, когда усталостные трещины, образующиеся на поверхности, не будут должным образом устранены с помощью так называемой «трибологической обработки» в ходе нормальной эксплуатации. Следовательно, взаимодействие этих различных металлургических факторов усложняет процесс проектирования и требует глубокого понимания того, как они влияют друг на друга в практическом применении. В конечном итоге всестороннее понимание этих сложных взаимодействий жизненно важно для разработки сталей для рельсов, способных выдерживать сложные условия эксплуатации.

Ремонт и замена железнодорожных рельсов всегда составляли основную долю эксплуатационных расходов железной дороги. Являясь важной ходовой

частью, рельсы служат основным звеном, гарантирующим безопасную и стабильную работу железнодорожной системы. По мере быстрого развития высокоскоростных и большегрузных железных дорог отказы рельсов от износа и усталостных повреждений становятся все более проблематичными, сокращая срок службы материалов рельсов и серьезно влияя на безопасность железнодорожного транспорта. Более того, постоянный рост нагрузок, частоты и скорости движения поездов только усугубляет эту проблему с увеличением интенсивности движения на железных дорогах. Во время эксплуатации поверхность рельса постоянно подвергается неблагоприятному тепловому и механическому воздействию, приводящему к дополнительным повреждениям и износу. Для ограничения контактной усталости и износа в течение нескольких лет ведутся поиски новых марок стали. В последние годы были разработаны усовершенствованные материалы для рельсов, обладающие хорошими механическими свойствами, за счет увеличения содержания углерода до заэвтектоидного уровня. Было установлено, что по сравнению с эвтектоидным рельсом заэвтектоидный рельс обладает лучшей износостойкостью и имеет значительно меньшие потери на износ. Известно, что длительная эксплуатация доэвтектоидного рельса приводит к пластической деформации и множественным преобразованиям структуры перлита в поверхностных слоях – появляется градиентная структура в направлении глубины материала рельса (по мере накопления деформации поверхностные слои рельса значительно деформируются и измельчаются вплоть до образования субзеренной структуры). Такое же действие эксплуатация оказывает и на заэвтектоидный рельс – также формируется градиентная структура в направлении глубины рельса. Кроме этого, заэвтектоидный рельс имеет более мелкое межпластинчатое расстояние, а внешний слой обладает субзеренной структурой с более высоким содержанием малоугловых границ зерен в матрице стали и почти не имеет цементита по границам.

Следует отметить, что большие нагрузки и малые радиусы железнодорожных кривых являются критическими параметрами в управлении износостойкостью и сопротивлением усталости материалов колесо-рельс. Часто

развитие железных дорог ориентировано на суровые условия эксплуатации, такие как более высокая нагрузка, плотность движения, малые радиусы кривизны, низкие температуры. Такие условия эксплуатации приводят к ускорению процессов усталости и износа материала рельса со временем эксплуатации, что, в свою очередь, приводит к значительному сокращению срока службы рельсов. Было установлено, что более жесткие условия нагрузки на криволинейных путях, по сравнению с прямыми путями, приводят к более неравномерному износу и накоплению пластической деформации – чем круче были эти кривые, тем больше были напряжения. Было также установлено, что поверхностный (внешний) слой имеет самую высокую твердость и состоит из субзерен феррита и мелких рассеянных частиц цементита. Затем следуют слои деформированной перлитной структуры, а более неповрежденная перлитная структура наблюдается на гораздо большей глубине, чем для прямого пути. Выявленные закономерности формирования структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры и свойств позволили проанализировать механизмы износа, деградации и причины выхода рельсов из строя. Это относится в основном к рельсам из доэвтектоидных сталей. Для рельсов из заэвтектоидных сталей такие сведения в литературе отсутствуют. С 2018 г. в России начато производство 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов специального назначения повышенной износостойкости и контактной выносливости из заэвтектоидной стали.

Корреляция поведения при отказе и условиями работы, особенно в суровых условиях эксплуатации, связанных с высокой нагрузкой и малыми радиусами кривизны, остается проблемой. Описания микроструктуры, как правило, остаются качественными, а не количественными (за исключением межпластинчатого расстояния). Количественное описание микроструктуры остается малоизученным из-за его сложности и больших затрат с точки зрения сложности анализа и времени измерения. Решение этой проблемы возможно лишь при применении высокоинформативных методов физического материаловедения, таких как просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ).

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Просвечивающая электронная дифракционная микроскопия является самым высокоинформативным методом современного физического материаловедения, поскольку позволяет выявить все изменения в структуре, фазовом составе дислокационной субструктуре при длительной эксплуатации рельсов.

Поэтому информация о механизмах формирования и эволюции структуры, фазового состава и свойств в реальных условиях длительной эксплуатации является актуальной.

Целью является установление физической природы упрочнения и закономерностей формирования структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры, свойств по разным направлениям в головке длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации на экспериментальном кольце РЖД (г. Щербинка).

Для реализации этой цели работы решены следующие задачи:

1. Определить структурно-фазовые состояния, дефектную субструктуру и свойства в головке рельсов на глубине 0,2,10 мм от поверхности катания по центральной оси
2. Выявить немонотонный характер изменения структуры и дислокационной субструктуры вдоль радиуса скругления выкружки головки рельсов.
3. Изучить эволюцию субструктуры цементита рельсов из заэвтектоидной стали при эксплуатации.
4. Изучить эволюцию морфологических составляющих структуры и фазового состава по различным направлениям в головке рельсов.
5. Выявить изменения дислокационной субструктуры и внутренних полей напряжений в головке рельсов по центральной оси симметрии и радиусу скругления выкружки после длительной эксплуатации.

6. Провести количественную оценку основных механизмов упрочнения заэвтектоидной рельсовой стали по центральной оси и радиусу скругления головки рельсов после пропущенного тоннажа 187 млн. тонн брутто.

Степень разработанности темы. С начала производства стальных рельсов внимание исследователей в области физического материаловедения привлечено к анализу причин деградации свойств рельсов различных структурных классов при эксплуатации.

В многочисленных работах отечественных и зарубежных исследователей сформирован большой объем данных по эволюции структуры, фазового состава, дефектной субструктуры рельсов из доэвтектоидной и бейнитной стали при эксплуатации в реальных условиях железных дорог и городских условиях метрополитенов. Для доэвтектоидных сталей пропущенный тоннаж составлял до 1000 млн. тонн на Свердловской железной дороге, до 1770 млн. тонн на экспериментальном кольце РЖД, до 350 млн. тонн на криволинейных и прямолинейных участках парижского метро. Имеется большое число публикаций по стендовым испытаниям, имитирующим контакт колесо-рельс и скольжение в этой системе. Анализу подвергались поверхностные слои головки рельсов, их дефектная субструктура, микротвердость, образование «белого слоя», механические и трибологические свойства и другие параметры. Число работ по количественной оценке физических механизмов упрочнения поверхности катания для доэвтектоидных рельсов крайне незначительно, а для заэвтектоидных - они отсутствуют вообще.

Научная новизна.

1. В работе впервые получен обширный банк новых данных о структуре, фазовом составе, дефектной субструктуре и свойствах в головке 100-метровых дифференцированно упрочненных рельсов категории ДТ 440ИК из заэвтектоидной стали по разным направлениям после полигонных испытаний (пропущенный тоннаж 187 млн. тонн брутто).

2. Выявлен градиентный характер изменения структуры и дислокационной субструктуры по центральной оси симметрии и радиусу скругления в головке рельсов после длительной эксплуатации.
3. Выявлена физическая природа и характер трансформации цементита в головке рельсов из заэвтектоидной стали на разном расстоянии от поверхности по разным направлениям после эксплуатации.
4. Проанализировано изменение морфологических составляющих рельсов из заэвтектоидной стали по разным направлениям после полигонных испытаний на экспериментальном кольце РЖД.
5. Впервые проведена количественная оценка основных механизмов упрочнения поверхности катания в головке рельсов по разным направлениям и различном расстоянии.

Достоверность полученных результатов. Задачи исследования четко сформулированы и полноценно решены, что обеспечивает надежность выводов. В работе применялись апробированные и признанные методы экспериментального анализа структуры и механических свойств материала, подвергнутому длительному механическому воздействию. Полученные данные обладают высоким качеством и информативностью и согласуются с имеющимися литературными источниками. Полученные результаты и выводы были проверены и обсуждены на международных научных конференциях и опубликованы в журналах, рекомендованных ВАК РФ, а также в изданиях, индексируемых базами данных Web of Science и Scopus.

Научная и практическая значимость работы. Результаты работы позволяют глубже понять физическую природу и механизмы формирования и изменения структурно-фазовых состояний, дислокационной субструктуры и свойств рельсов специального назначения (повышенная износостойкость и контактно-усталостная выносливость) при длительной эксплуатации. На основе выявленных закономерностей количественно оценены механизмы упрочнения поверхности катания на разных расстояниях по центральной оси и радиусу скругления головки рельсов. На основе сформированного в работе банка данных

могут быть развиты положения теории структурно-фазовых превращений в перлитных сталях. Для разработки методов неразрушающего контроля, мониторинга дефектоскопии рельсов нового поколения из заэвтектоидной стали могут быть использованы результаты диссертации. Проведена апробация результатов при проведении научных исследований в Сибирском государственном индустриальном университете и учебном процессе при выполнении выпускных квалификационных работ, подготовке бакалавров и магистров по направлению «Материаловедение и технология материалов». Представлены соответствующие акты и справки учебных заведений и промышленных предприятий.

Личный вклад автора включает все этапы от планирования и проведения экспериментов до анализа, интерпретации результатов, их подготовку к печати.

Методология и методы исследования. В Сибирском государственном индустриальном университете (ранее Сибирский металлургический институт) более полувека проводятся исследования объемных дифференцированных закаленных рельсов из доэвтектоидной стали. В работе использован широкий набор современных и апробированных методов, позволяющих проводить адекватное сравнение с данными, полученными другими авторами. Использовались методы современного физического материаловедения: оптический микроскоп Olympus GX-51, рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD 6000, растровый электронный микроскоп Philips SEM 515, просвечивающий электронный дифракционный микроскоп JEOL JEM 2100F, микротвердомеры PMT-3 и HVS-1000A, трибометр (TRIBO technic).

Основные положения, выносимые на защиту.

1. Исследования структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры, микротвердости и трибологических свойств в головке рельсов из заэвтектоидной стали на глубине 0, 2, 10 мм от поверхности катания по центральной оси показали немонотонные зависимости параметров тонкой структуры от расстояния до поверхности катания. Поверхностный слой на 90% состоит из субзеренной структуры.

2. Обнаружен немонотонный характер изменения структуры, дислокационной субструктуры, микротвердости и трибологических свойств вдоль радиуса скругления выкружки головки рельсов после длительной эксплуатации.

3. Исследование эволюции субструктуры цементита рельсов из заэвтектоидной стали позволило выявить два механизма разрушения пластин цементита в перлитных колониях: растворение пластин с уходом атомов углерода на движущиеся дислокации и разрезание цементита движущимися дислокациями.

4. Изучена эволюция морфологических составляющих структуры и фазового состава по разным направлениям в головке рельсов из заэвтектоидной стали при длительной эксплуатации. Во всех морфологических компонентах происходит формирование и совершенствование фрагментированной структуры, внутри и на границах которой образуются частицы цементита.

5. Проведено сравнение упругой и пластической составляющих полей напряжений и изучены условия возникновения упрочнения и разупрочнения (образование микротрещин). Показано, что превышение амплитуды упругих полей напряжений над пластическими в несколько раз приводит к трещинообразованию и разупрочнению материала

6. Проведены теоретические оценки параметров, определяющих механизмы упрочнения длинномерных рельсов, позволившие установить причины упрочнения в головке рельсов и вычислить аддитивный предел текучести на разных расстояниях от поверхности катания по центральной оси и радиусу скругления выкружки.

Соответствие диссертации паспорту специальности. Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования, научной новизне и практической значимости соответствует пункту 1 «Экспериментальное изучение физической природы и свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и, в том числе, материалов световодов как в твердом (кристаллы, поликристаллы), так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления» и пункту 7 «Технические и технологические приложения физики

конденсированного состояния» паспорта специальности 1.3.8 «Физика конденсированного состояния».

Апробация результатов. Результаты работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях, чтениях, школах и семинарах: XII и XIII международных on-line симпозиумах «Материалы во внешних полях», Новокузнецк, 2023-2024 гг., Международных конференциях Физика и технология перспективных материалов – 2023, 2025 (Уфа, 2023, 2025), XI Российско-Казахстанской молодежной научно-технической конференции «Новые материалы и технологии» Барнаул, 2023г., LXVIII международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности» Витебск, 2024, XIII Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов» Черноголовка, 2024, XXIII и XXIV Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации и качество» (Новокузнецк, 2023, 2024), Международном симпозиуме «Перспективные материалы и технологии» (Минск, 2025), Международной научно-практической конференции «Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов и сплавов» (Курск, 2025), XII международной школе-конференции «Физическое материаловедение (ШФМ-2025)» (Тольятти, 2025), IX Всероссийской. научно-практической конференции с международным участием «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении (ИТММ–2025)» (г. Пермь, 2025 г.)

Публикации. Основное содержание работы представлено в виде 52 публикациях, в том числе в 16 статьях в журналах, входящих в Перечень, рекомендованный ВАК для публикации результатов диссертационных исследований, 8 статьях, проиндексированных в международной базе данных Scopus, 5 монографиях, остальные 13 в трудах всероссийских и международных конференций и других научных мероприятий.

Структура и объем диссертационной работы. Диссертация состоит из введения, 5 глав, основных выводов и 4 приложений, списка литературы из 152

наименований. Диссертация изложена на 169 страницах машинописного текста, содержит 78 рисунков, 11 таблиц.

ГЛАВА 1 СТРУКТУРНО ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА РЕЛЬСОВ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

1.1 Об истории создания рельсов

Первое появление деревянных железных дорог восходит к Великобритании, особенно в регионах, характеризующихся единичными поставками товаров, например, в районах, связанных с добычей угля [13]. Хотя древесина обладает значительной прочностью, важно отметить, что в конечном итоге она подвергнется глубокой усадке и в конечном итоге подвергнется деградации задолго до того, как она подвергнется значительному износу в результате трения. В ответ на ограничения, связанные с использованием деревянных материалов, промышленность решила покрывать деревянные рельсы чугуном. Этот технологический прогресс проложил путь к производству полностью чугунных рельсов в 1738 году, хотя эти инновации обычно характеризовались небольшой длиной, неровными поверхностями и присущей им хрупкостью. Впоследствии в 1805 году на шахте Уолботтл, расположенной в районе Ньюкасл-апон-Тайн, появились кованые рельсы. Хотя эти рельсы и отличались пластичностью, они, к сожалению, не обладали достаточной твердостью, имели высокое содержание шлака [14] и были подвержены быстрому износу, в результате чего в непосредственной близости от рельсов часто обнаруживались стальные осколки. Примечательно, что в докладе, опубликованном в июле 1857 года выдающимися инженерами Робертом Стивенсоном и Джозефом Локком, как известно, было выражено мнение, что [15]: «... все попытки создать хороший прочный рельс не увенчались успехом, и в результате это приводит к разрушениям и несправедливому износу» [17].

Спустя всего два месяца после широкого распространения этого доклада выдающийся изобретатель и промышленник Генри Бессемер сделал новаторское заявление, которое навсегда изменит ландшафт металлургии: он рассказал о начале серийного производства стали, кульминацией которого стало производство около 11 миллионов тонн стальных рельсов к 1905 году [16]. Первоначальное

внедрение стальных рельсов, которое можно объяснить новаторскими усилиями Роберта Форестера Мушета, произошло на станциях Дерби Мидленд, расположенных в Великобритании, что стало значительным технологическим прогрессом в начале 1857 года [17]. Эти железные дороги были построены с использованием сложной низкоуглеродистой марганцевой перлитной стали — материала, который стал передовым технологическим прорывом, позволившим временно, но полностью вытеснить традиционные чугунные или кованые перила, которые доминировали промышленность до этой инновации [17].

На начальных этапах разработки металлический рельс, используемый в различных областях применения, состоял преимущественно из кованого железа — материала, известного своей пластичностью. Однако он обладал существенным недостатком, заключающимся в чрезмерной мягкости, из-за чего его было недостаточно для поддержания надежных эксплуатационных характеристик в течение длительного времени. В ответ на эти ограничения кованое железо было заменено высокоуглеродистой сталью — композитным материалом, состоящим из смеси аллотриоморфного феррита и перлита, что впоследствии привело к увеличению концентрации углерода в стальной матрице, что, в свою очередь, способствовало появлению полностью перлитных микроструктур, известных своими улучшенными механическими свойствами [17].

1.2 Влияние ряда факторов на структуру и свойства перлитных сталей

а) Роль микролегирования

Изменение в микроструктуре и ударной вязкости микролегированных Nb и V сталях при изменении скорости охлаждения изучено в [18, 19]. Выявлено, что при прочих равных условиях производства сталей с V и Nb микролегированные Nb стали обладают повышенной ударной вязкостью. Это может быть обусловлено большей объемной долей вырожденного перлита. В ферритной матрице обеих типов сталей выявлены карбиды наноразмерного масштаба (~ 5-10 нм). Для Nb легированной стали выявлено увеличение предела текучести с ростом скорости

охлаждения без потери вязкости. Рассмотрены причины этих изменений, связанных с трансформацией структуры и появлением бейнита.

Для низкоуглеродистых сталей, микролегированных Nb, изменения в свойствах и структуре при различных видах термообработки выявлены в [20]. Установлено снижение размера зерна на 20,8-34,6% при микролегировании, образование наноразмерных карбидов NbC (1-15 нм). После нормализации (900 °C) и отпуска (550 °C) предел текучести и прочности при введении 0,044 вес.% Nb растут до 350 МПа и 520 МПа по сравнению с исходными параметрами 290 МПа и 485 МПа, соответственно. На 25,6% растет ударная вязкость.

Для высокоуглеродистой стали с Nb и без при термомеханической обработке показано различие в параметрах: меньший размер зерна (< 40 мкм) аустенита, меньшее межпластинчатое расстояние ($< 0,2$ мкм) и более вырожденный перлит наблюдается в Nb микролегированной стали [21]. Из-за меньшего межпластинчатого расстояния предел текучести при микролегировании Nb увеличивается [18].

б) Соотношение между микроструктурой и свойствами перлитной стали

Для заэвтектоидной стали (0,91% C; 0,49% Mn; 0,21% Si; вес.%), нагретой в интервале 900-1200 °C для получения микроструктур, с последующим изотермическим превращением при 550, 580 и 620 °C показано, что межпластинчатое расстояние растет с увеличением температур нагрева и превращения. Прочностные свойства линейно зависят от межпластинчатого расстояния, а пластичность является функцией размера аустенитного зерна и перлитной колонии [22].

Для новой перлитной стали 80CrSiV на основе тепловой модели, результатов сканирующей и просвечивающей микроскопии, механических свойств изучено влияние скорости охлаждения, конечной температуры охлаждения, температуры деформации и степени деформации на формирование микроструктуры и механических свойств [23]. Выявлено, что микроструктура и механические свойства существенно зависят от скорости охлаждения после деформации и конечной температуры охлаждения и слабо зависят от температуры

и степени деформации. Чисто перлитная микроструктура с твердостью 50,3 HRC, пределом прочности 1715 МПа и относительным удлинением не менее 17,9% получается при скорости охлаждения 120 °С/мин и конечной температуры охлаждения 550 °С.

Среди многочисленных моделей перлитного превращения для формирования требуемого соотношения структура-свойства рельсов следует выделить работу [24]. В ней методом конечных элементов, подтвержденным dilatометрическими испытаниями, проанализировано распределение температур и размера аустенитного зерна по сечению рельса, используемое при моделировании фазовых превращений при горячей прокатке. Рассмотрен пример ускоренного охлаждения при погружении в полимер.

Повышение сопротивление износу заэвтектоидных рельсов можно достичь выделением карбидов и цементита на первой и третьей стадиях отпуска при 150 и 400 °С [25]. Лабораторными исследованиями при близких температурах 200 и 500 °С выявлено существенное возрастание износостойкости, что, по мнению авторов, должно представлять интерес для ж/д индустрии.

При сравнении поведения микроструктуры стали GCr15 при двух видах нагружения: чистое качение и качение+скольжение выявлено [26], что перлит в поверхностных слоях при комбинированных испытаниях превращался в нанокристаллическое состояние с разрушенным цементитом, тогда как при чистом качении пластинчатый перлит оставался [18,26].

в) Влияние легирования на сопротивление износу

На основании анализа результатов измерения микроструктуры и трибологических свойств 5 марок промышленных сталей, легированных V, установлено что скорость изнашивания в легированных сталях в половину меньше по сравнению с обычными термообработанными при одинаковой твердости. Это обусловлено V, содержащимся в цементите, который образуется при перлитном превращении [27].

В обзоре [28] проведен анализ природы деградации рельсов на смешанных участках пути. Приняты во внимание металлургическая предыстория

производства, стоимость жизненного цикла рельсов, экологическая составляющая. Это позволило предложить методологию, объединяющую инженерный, металлургический и экологический подходы к выбору марки рельсовой стали, наиболее эффективно сопротивляющейся контактной усталости и износу.

Авторы описанного ранее изобретения [29] проанализировали влияние содержания С и твердости на сопротивление контактной усталости в тяжелонагруженных рельсах. При одинаковой исходной твердости увеличение содержания С приводит к снижению сколов и глубины трещин. Кроме того, рост С увеличивает твердость поверхности качения, приводя к подавлению развития пластического течения. Содержание С влияет на угол наклона возникающих трещин. На основе приближений механики разрушения авторы предложили механизм подавления распространения усталостных трещин [18,29].

При эксплуатации рельсов на их поверхности возникает так называемый «белый слой» - White non etching layer, WEL [18]. Причиной образования белого слоя служит сильная многоцикловая пластическая деформация. Белый слой (WEL) получил свое название из-за устойчивости к травлению кислотами и белого внешнего вида. Встречается обычно WEL в пятнах контакта на поверхности рельса. Твердость является важной особенностью WEL, она достигает 1300 HV [30], но обычно находится в диапазоне 700–1200 HV [18,31].

В работе [32] было обнаружено, что после эксплуатации рельсов в белом слое присутствовали трещины, которые развивались на поверхности и распространялись вдоль границы раздела между белым слоем и перлитной структурой материала, тем самым вызывая сильный износ [30, 32].

В других работах [31, 33] показано, что WEL имеет мартенситную микроструктуру, тогда как в [34 – 36] отмечено, что состоит из наноразмерных зерен α -Fe [18].

Авторы [37] выявили образование «белого слоя» в приповерхностных слоях вышедших из строя колес из перлитной стали, что является основной причиной разрушения материала колес в условиях контактной усталости качения [18].

Циклические испытания на сдвиг способны образовывать WEL [38]. Другой механизм образования WEL предложен в работе [39]

Основными фазами, составляющими белый слой, являются – феррит и цементит. Микротвёрдость белого слоя значительно (в несколько раз) выше микротвёрдости исходной стали и составляет 1000-1200 HV [18]. По проведённому комплексному исследованию возможным является следующий механизм формирования белого слоя: дробление феррита и цементита, входящих в состав перлита, без промежуточных фазовых превращений [18].

В исследовании [40] были детально исследованы бывшие в эксплуатации поврежденные рельсы, содержащие WEL, полученные из различных областей железнодорожного пути, связанных с различными условиями контакта с движением. Установлено, что в областях рельсов с интенсивным торможением наблюдались WEL, содержащие мартенсит и остаточный аустенит, наряду с недеформированным перлитом на границе раздела между WEL и исходной матрицей рельса. Был сделан вывод, что этот тип WEL, называемый TP-WEL, вызывается изменениями температуры и давления [18].

1.3. Структура, фазовый состав и дефектная структура доэвтектоидных дифференцированного-закаленных рельсов после длительной эксплуатации

Для доэвтектоидных дифференцированно-закаленных рельсов после испытания на экспериментальном кольце РЖД (пропущенный тоннаж 691,8 млн. тонн брутто) выявлено, что [41 – 51] после длительной эксплуатации, наблюдаются многочисленные несовершенства структуры пластинчатого перлита – основной структурной составляющей рельсовой стали [17,18]. Видна чередующаяся структура (типа «гребенки», обозначена стрелками (рис. 1.1, а), разрывы пластин цементита (ферритные мостики) (рис. 1.1, б).

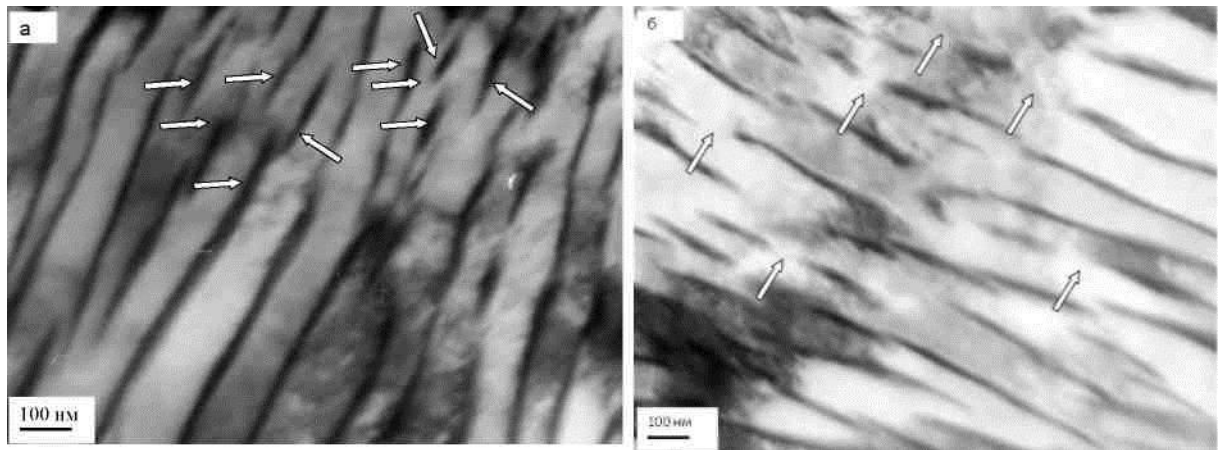


Рисунок 1.1 – Электронно-микроскопическое изображение структуры пластинчатого перлита: а – структура типа «гребенки»; б – ферритные мостики (указаны стрелками) [41]

Выявленные изгибные контуры экстинкции, располагающиеся перпендикулярно к границам раздела фаз феррита и цементита являются результатом кривизны кручения кристаллической решетки [50-53] .

Зерна пластинчатого перлита при длительной эксплуатации трансформируется путем разрушения пластин [41–49]. При этом процесс разрушения пластин цементита максимален в поверхностных слоях толщиной не более 2 мм. Анализ этих работ показывает, что на поверхности катания относительное содержание зерен разрушенного перлита более чем в два раза выше, чем в поверхностном слое рабочей выкружки [18]. Перерезание пластин цементита движущимися дислокациями является основным механизмом разрушения[54].

Из рисунка 1.2 видно, что избыточная плотность дислокации максимальна на контактной поверхности для неразрушенных колоний перлита. Для разрушенных колоний перлита максимум достигается на расстоянии 2 мм от контактной поверхности [18].

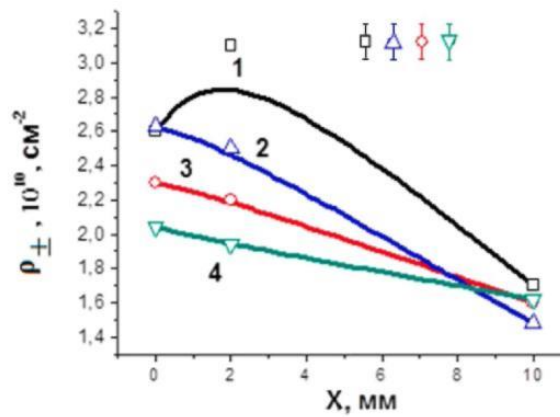


Рисунок 1.2 – Зависимость избыточной плотности дислокаций ферритной составляющей колоний перлита, находящихся в разрушенном (кривые 1 и 2) и неразрушенном (кривые 3 и 4) состояниях, от расстояния от поверхности катания.

Кривые 1 и 3 – по центральной оси; кривые 2 и 4 – по выкружке [18,49]

Как показано в работе [54] из-за заметной разницы средние энергии связи атомов углерода с дислокациями и с атомами железа кристаллической решетки цементита возможен процесс вытягивания атомов углерода из карбидной фазы.

При этом степень распада цементита должна определяться величиной плотности дислокаций и типом субструктуры [54].

В начале цементитные пластины окутываются скользящими дислокациями, а затем происходит изменение структуры карбида из-за проникновения скользящих дислокаций в кристаллическую решетку цементита. Из рис. 1.3 следует заполнение наноразмерными частицами ранее занимаемого объема цементитной пластины [18, 48–54].

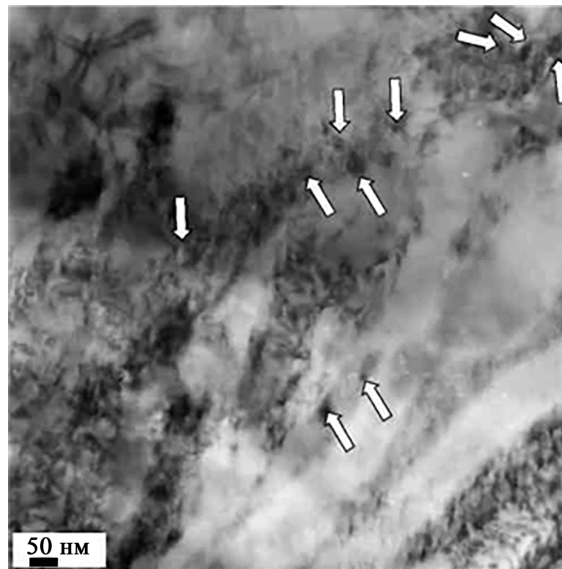


Рисунок 1.3 – ПЭМ-изображение третьей стадии процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии, реализующейся по механизму растворения на месте. Стрелками указаны наноразмерные частицы карбидной фазы, формирующиеся в структуре пластин цементита [18,49]

В межпластинчатом пространстве перлитных колоний выявлены наноразмерные частицы цементита, образовавшиеся при деформационном распаде твердого раствора углерода в решетке железа.

Для рельсов ДТ 350 в работах [54–65] приведены результаты изучения структурного состояния перлита в головке рельсов на глубине 10 мм и более. Это сделано на различных структурно-масштабных уровнях. Для различных направлений в головке рельсов проведена оценка скалярной и избыточной плотности дислокаций[18].

После пропущенного тоннажа 1770 млн тонн показано, что в слое толщиной не менее 2,0 мм трансформация зерен и колоний пластинчатого перлита происходит следующим образом.

1. Выявляются зерна, сохранившие структуру пластинчатого перлита с фрагментированными пластинами феррита.
2. Наблюдаются колонии перлита, пластины цементита в которых разбиваются на отдельные фрагменты [54–59].

3. Выявлены колонии перлита, пластины цементита в которых имеют округлую форму с размерами в пределах от 10 до 45 нм на поверхности. Они растут до $(80 \div 95)$ нм и $(60 \div 75)$ нм соответственно, при измерении по центральной оси и радиусу выкружки (рис. 1.4) на глубине 2 мм.

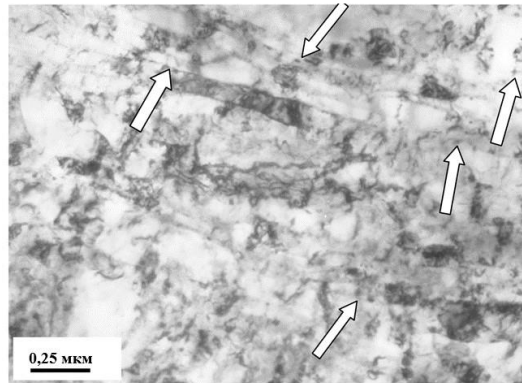


Рисунок 1.4 – Структура пластинчатого перлита металла рельс в слое, примыкающем к поверхности рабочей выкружки. Стрелками указаны частицы цементита, декорирующие пластины феррита [18,54]

4. Обнаружены области материала, с поликристаллической структурой (рис. 1.5).

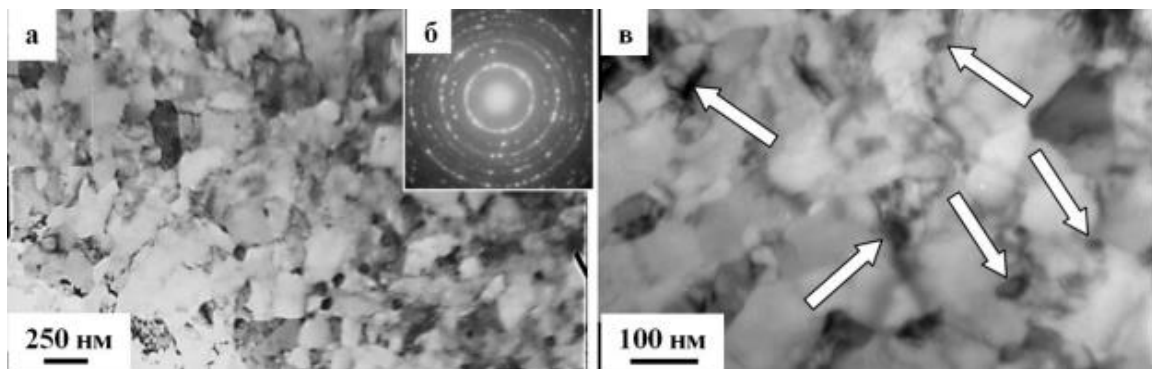
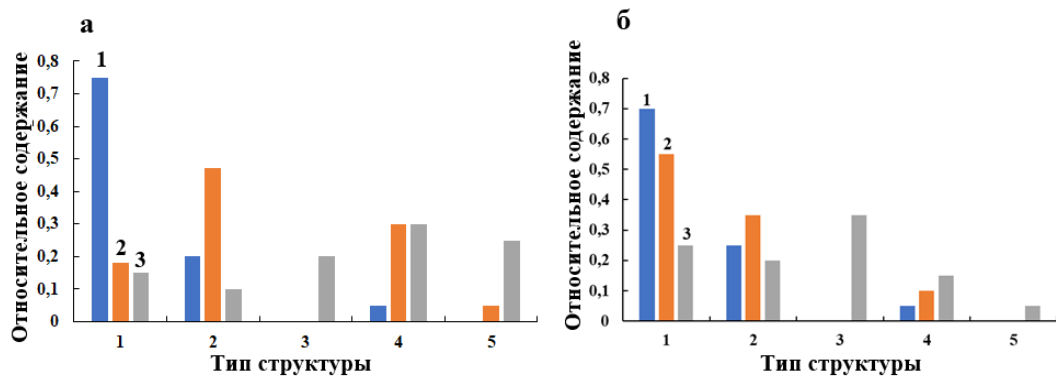


Рисунок 1.5 – Субмикроструктурная структура поверхности «рабочей выкружки»: а, в – светлопольные изображения; б – микроэлектроннограмма; стрелками на (в) указаны частицы карбидной фазы [18,56]

Микроэлектроннограмма на рис 1.5 указывает на субмикронаномасштабный размер кристаллитов (от 150 нм до 250 нм.). Отдельно расположенные точечные рефлексы (рис. 1.5) свидетельствуют о формировании зеренной структуры. По границам зерен феррита выявлены частицы карбидной фазы от 25 нм до 75 нм.

Был проведен количественный анализ относительного содержания морфологических составляющих структуры металла вдоль оси скругления рабочей выкружки (рис. 1.6) [18].



1 – относительное содержание типов структуры в слое, расположенном на глубине 10 мм; 2 – в слое, расположенном на глубине 2 мм; 3 – в поверхностном слое. Обозначены следующие типы структуры: 1 – перлит пластинчатой морфологии; 2 – перлит разрушенный; 3 – вырожденный перлит (феррито-карбидная смесь); 4 – зерна перлита, пластины феррита, которые декорированы наноразмерными частицами цементита; 5 – зерна феррита с субмикроструктурной зеренно-субзеренной структурой

Рисунок 1.6 – Относительное содержание различных типов структуры головки рельсов вдоль радиуса скругления рабочей выкружки (а) и вдоль центральной оси (б) [18,57]

Из рис. 1.6, а и 1.6, б, следует, что во-первых, трансформация структуры перлита относительно центральной оси протекает медленнее по сравнению радиусом скругления рабочей выкружки. Во-вторых, зеренно-субзеренная структура образуется только в поверхностном слое. В-третьих, относительное содержание зеренно-субзеренной структуры в 5 раз выше на поверхности выкружки по сравнению с поверхностью катания [18,57]. Все это говорит о существенно более высоком уровне трансформации металла рельс вдоль радиуса рабочей выкружки [137–142].

Как уже ранее отмечалось, наличие на электронно-микроскопических изображениях изгибных контуров экстинкции указывает на изгиб-кручение фольги (рис. 1.7), (формирование внутренних полей напряжений), одной из количественных характеристик которых является избыточная плотность дислокаций [18,57].

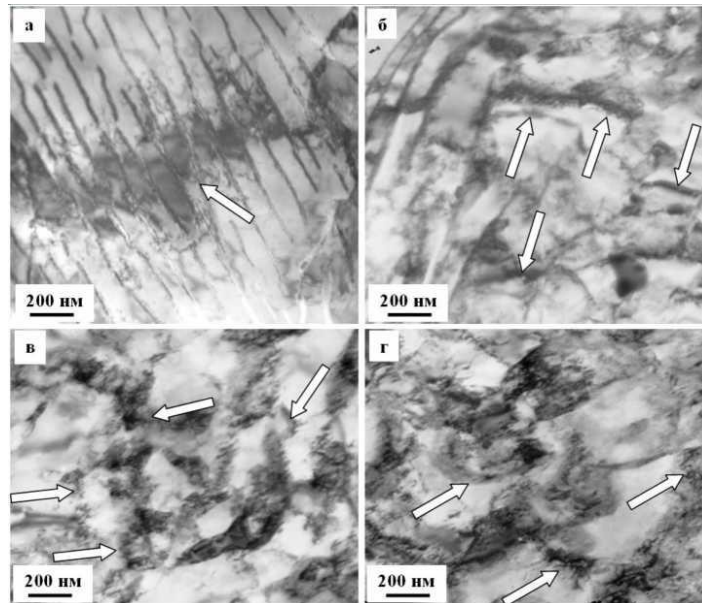


Рисунок 1.7 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя по центральной оси. Стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры, источниками которых являются: а – границы раздела феррита и цемента; б – границы раздела субзерен; в – границы раздела частиц глобулярной формы на границах субзерен; г – границы раздела частиц глобулярной формы в объеме субзерен [61].

Из рис. 1.8 видно, что независимо от направления исследования, значения скалярной и избыточной плотности дислокаций увеличиваются при приближении к поверхности головки рельсов. Из этого же рисунка следует, что деформационное преобразование структуры рельсов более существенно в области рабочей выкружки [58–65].

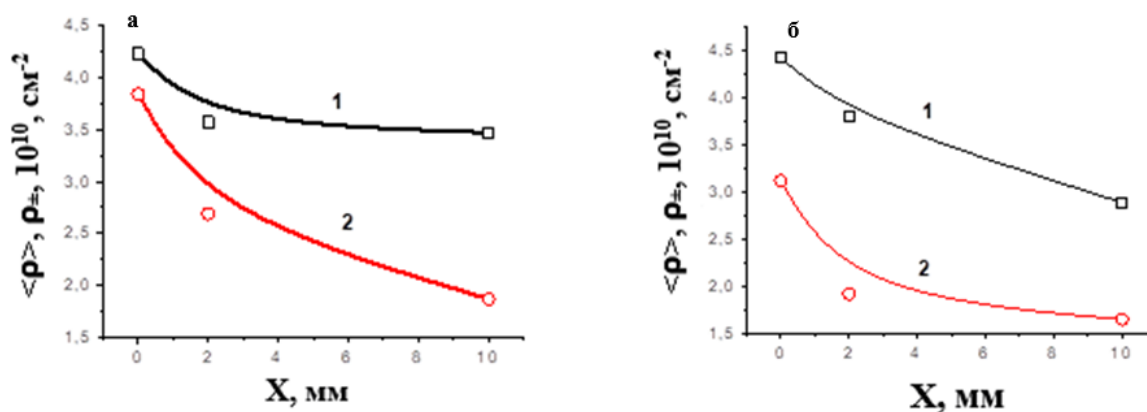


Рисунок 1.8 – Зависимости скалярной ($\langle \rho \rangle$, кривая 1) и избыточной ($\rho_{\pm}$, кривая 2) плотности дислокаций от расстояния от поверхности головки: а – по радиусу скругления выкружки; б – вдоль оси симметрии [64]

Изгиб-кручение кристаллической решетки упругий, поскольку избыточная плотность дислокаций ниже скалярной плотности дислокаций. Можно также утверждать, что длительная эксплуатация рельсов способствует кратному увеличению внутренних упругих полей напряжений металла поверхностного слоя головки рельс, не зависимо от области анализа структуры материала [18, 57, 58-65].

Выполненные оценки показали, что вне зависимости от направления исследования объемная доля цементита увеличивается от 4,5% на поверхности до 10,4% на глубине 10 мм при анализе вдоль центральной оси и от 3,1% до 9,6% вдоль радиуса скругления рабочей выкружки[54], соответственно (табл. 1.1)

Таблица 1.1 – Количественные характеристики структуры рельсов после пропуска 1770 млн. тонн брутто [66]

Средние параметры	Поверхность катания			Рабочая выкружка		
	10 мм	2 мм	Поверхность	10 мм	2 мм	Поверхность
Объемная доля	10.4%	8.2%	4.5%	9.6%	3.6%	3.1%
Доля углерода	0.74%	0.59%	0.32%	0.69%	0.26	0.22%

Оценки механизмов упрочнения сделаны на основе широко апробированных выражений, приведенных в классических работах ведущих

отечественных и зарубежных металлофизиков и металлосоведов. Учитывались вклады, обусловленные трением кристаллической решетки $\Delta\sigma_0 = 30$ МПа, внутрифазными границами $\Delta\sigma(L)$, дислокационной субструктурой $\Delta\sigma(\rho)$, частицами карбидной фазы $\Delta\sigma(\chi)$, внутренними полями напряжений $\Delta\sigma(h)$, твердорастворным упрочнением $\Delta\sigma(тв)$, перлитной составляющей структуры стали $\Delta\sigma(\Pi)$ [18]. Используя принцип адитивности был определен суммарный предел текучести стали [18,54].

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma(\chi) + \Delta\sigma(тв) + \Delta\sigma(\Pi),$$

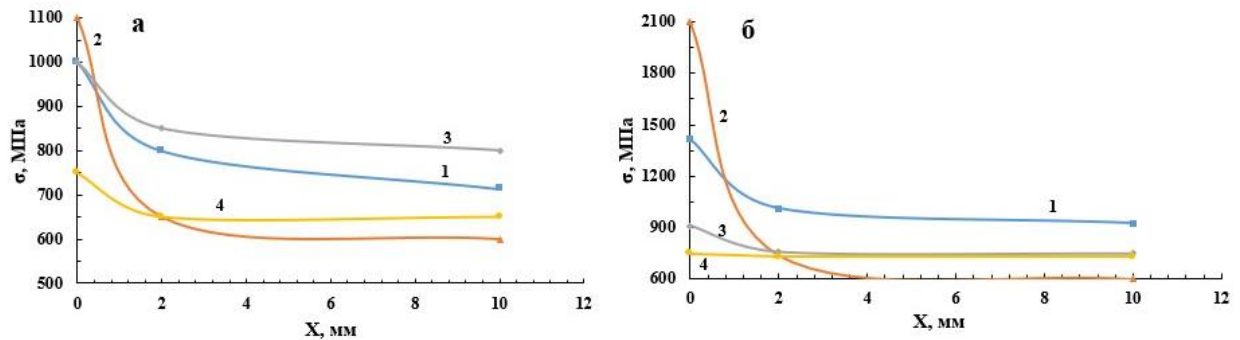
Анализ таблицы 1.2 свидетельствует о том, что:

1. Прочность стали является величиной многофакторной.
2. Прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности головки.
3. Прочность металла увеличивается по мере приближения к поверхности головки; при этом прочность металла рельсов вдоль оси симметрии выкружки выше, чем вдоль центральной оси.
4. Основным механизмом упрочнения металла в поверхностном слое (пропущенный тоннаж 1770 млн. тонн), является – субструктурный для рабочей выкружки и механизм упрочнения внутренними полями напряжений для поверхности катания.

Таблица 1.2 – Вклад механизмов упрочнения в суммарный предел текучести. [18, 54, 66]

Механизмы упрочнения	Поверхность катания			Рабочая выкружка		
	10 мм	2 мм	Поверхность	10 мм	2 мм	Поверхность
$\Delta\sigma(\Pi)$, МПа	142,0	112	50,7	142	36,5	30,4
$\Delta\sigma(L)$, МПа	38,3	68,8	153	39,0	260,1	420,8
$\Delta\sigma(\rho)$, МПа	170	192,5	210	185	185	327,5
$\Delta\sigma(h)$, МПа	255	275	355	465	330	405
$\Delta\sigma(\chi)$, МПа	98,5	142	216,7	82,7	189,1	219
$\Delta\sigma(тв)$, МПа	11	11	11,7	11	11	11,7
$\sigma = \sum_{i=1}^n \sigma_i$, МПа	714,8	801,3	997,1	924,7	1011,7	1414,4

На рис. 1.9 приведены сравнительные результаты аддитивного предела текучести при разном пропущенном тоннаже.



а – вдоль центральной оси; б – вдоль оси симметрии рабочей выкружки; 1 – 1770 млн. т; 2 – 1411 млн. т; 3 – 691,8 млн. т; 4 – исходное состояние

Рисунок 1.9 – Зависимости суммарного предела текучести стали от расстояния до поверхности головки рельсов [18, 57, 65]

Увеличение пропущенного тоннажа в диапазоне 691,8 – 1411 млн. т приводит к росту этой величины в 1,5 раза. Наиболее заметно это заметно в поверхностном слое металла толщиной не более 2 мм. В интервале 2 – 10 мм прочностные свойства стали остаются на уровне прочностных свойств стали в исходном состоянии.

При 1770 млн. тонн ожидаемого предела прочности по сравнению с данными 1411 млн. тонн не выявлено, что может быть обусловлено образованием зеренно-субзеренной структуры при динамической рекристаллизации, за которую ответственна интенсивная деформация [18, 57, 65].

В процессе пластической деформации, как уже ранее отмечалось, разрушение пластин цементита осуществляется путем двух механизмов в колониях перлита протекает преимущественно по двум механизмам [66–68], приводит к перераспределению атомов углерода и оказывает влияние на свойства металла рельсов [18].

В последние годы отмечены привлечением других адекватных механизмов разрушения цементита. Сюда можно отнести механизм пластической дисторсии, когда за счет формирования кривизны кристаллической решетки материал

способен испытывать значительное формоизменение без нарушения сплошности [69]. В Томской школе академика Панина В.Е такой механизм объясняется как наномасштабные мезоскопические структурные состояния [18,57,70].

Согласно их работам диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой [71–73].

Межфазная граница $\alpha\text{-Fe-Fe}_3\text{C}$ некогерентна, поэтому возможен лишь диффузионный массоперенос [74, 75], реализуемый диффузией по междоузлиям и по деформационным вакансиям [54].

За формирование локальной кривизны решетки [69, 76, 77] ответственны ротационные моды пластической деформации, что облегчает перемещение атомов углерода. Так как нагрузка носит циклический характер, то это позволяет элементам внутренней структуры перестраиваться без образования пустот. Это отмечалось в нашем случае.

В поверхностном слое формируется критическая плотность дефектов, что способствует развитию механизма пластической дисторсии. Это может привести к зарождению микротрещин по усталостному механизму. Следовательно повышение ресурса работы рельсов может быть достигнуто длительным сохранением структуры, способной к развитию обратимых деформационных процессов [18,54,57].

1.4. Преобразование цементита при деформации

Цементит – основная структурная составляющая углеродистых и низколегированных сталей [18,54]. Его количество в сталях зависит от содержания в них углерода. В сталях при комнатной температуре практически весь углерод находится в цементите [18,54,78].

Хотя железо и является карбидообразующим элементом, но не самым активным среди переходных металлов, часто присутствующих в составе сталей либо как примесь, либо как легирующий элемент. Если расположить эти металлы в порядке убывания их склонности к образованию карбидов, то получится следующий ряд (в скобках указан их номер в таблице Менделеева): Ti – титан

(22), V – ванадий (23), Cr – хром (24), Mn – марганец (25), Fe – железо (26), Co – кобальт (27), Ni – никель (28).

Если титан и ванадий всегда образуют карбиды типа TiC и VC, то хром и марганец могут образовывать карбиды нескольких типов, а никель практически не образует карбидов.

Хотя цементит обычно считается твердым и хрупким, он имеет тенденцию проявлять пластичность в случаях специфической морфологии микроструктуры и условий нагружения [79]. В многофазных микроструктурах, таких как перлитные стали, взаимодействия между выделениями и матричной фазой частично определяют деформационное поведение цементита [80, 81]. Циклическая трибологическая нагрузка вызывает непрерывные микроструктурные изменения под контактной поверхностью, которые, в свою очередь, постоянно влияют на фрикционную реакцию [82]. Как следствие, когда сталь подвергается воздействию трибологической нагрузки, существует постоянное взаимодействие между изменением морфологии цементита, изменением доминирующих механизмов деформации и воздействием цементита на общую характеристику износа [18,54].

Как правило, цементит улучшает износостойкость, выступая в качестве барьера для распространения дислокаций и, таким образом, упрочняя сталь. Перлит обладает большим деформационным упрочняющим потенциалом за счет механизмов стабилизации пластичности феррита упруго деформируемым цементитом на ранних стадиях деформации [83, 84], а также измельчения микроструктуры и уменьшения межпластинчатого расстояния на более поздних стадиях, т. е. упрочнения Холла-Петча [78, 85, 86]. При уменьшении межпластинчатого расстояния перлит приобретает лучшую износостойкость [87], что приводит к повышению трибологической стойкости по сравнению с мартенситом, бейнитом и ферритом со сфероидизированным цементитом [88 – 90]. Деформация перлита и мартенсита при высоких деформациях часто сопровождается растворением цементита, что приводит к некоторой степени твердо растворного упрочнения перенасыщенного углеродом феррита [90–95].

Хотя цементит является эффективным упрочняющим компонентом сталей, существуют две проблемы, связанные с резким увеличением скорости износа и разрушением материала: растрескивание и трансформация микроструктуры в хрупкие белые слои/области травления (WEL/WEA). Крупные сфероидизированные или зернограницные включения цементита труднее пластически деформировать, чем тонкие пластинки, и поэтому они часто выступают в качестве очагов зарождения трещин. Хрупкое разрушение, помимо дислокационного скольжения пластинчатых выделений, наблюдалось и в холоднокатаной стали [96]. Основным аргументом в пользу более предпочтительного хрупкого разрушения по сравнению с пластичностью, опосредованной дислокациями, в цементите является недостаточное количество независимых плоскостей скольжения для аккомодации пластичности [18, 97, 98]. Согласно предыдущим исследованиям, эволюция микроструктуры и деформация цементита являются либо частичной причиной образования WEL/WEA в рельсах [99], либо основной причиной этой трансформации [18, 97, 98, 100 – 103]. Более конкретно, этапы формирования WEL/WEA включают интенсивную пластическую деформацию и наноразмерное измельчение микроструктуры вплоть до полного разложения цементита и включения выделившегося углерода в матрицу Fe. Эти области WEL/WEA и связанные с ними усталостные трещины ответственны за быстрое разрушение из-за износа [102–106].

Очевидно, что цементит влияет на трибологические характеристики стали по-разному, как положительно, так и отрицательно. Авторы [18, 78, 107, 108] наблюдали однородное утонение за счет скольжения, когда активированная система скольжения в феррите и плоскость ламелей почти параллельны. Неоднородное скольжение приводит к формированию ступеней грубого скольжения вплоть до дробления ламелей на блоки толщиной 200-300 нм, которые затем скользят друг относительно друга. Карькина и др. [109] продемонстрировали, что шесть систем скольжения феррита доступны для переноса скольжения через границу раздела феррит-цементит

В работах [109 – 111] исследуется деформация и химическая эволюция объемного поликристаллического цементита при однократном скольжении при контактном давлении 31 ГПа и возвратно-поступательном многократном скольжении при 3,3 ГПа. Микроструктурные изменения при многократном изнашивании повышают твердость приповерхностного наноиндентирования до 2,7 ГПа. Кроме того, возможно образование карбида Хэгга (Fe_5C_2) в самых верхних деформированных областях после обоих экспериментов со скольжением. На основании результатов электронной и рентгеновской дифракции, а также атомно-зондовой томографии предложены потенциальные источники избыточного углерода и механизмы, способствующие фазовому превращению [18,78, 109 – 111].

Поперечные сечения однократных и многократных дорожек износа показывают градиентно деформированные микроструктуры, разделенные на три слоя: верхняя нанокристаллическая область, за которой следует ультрамелкозернистая область, и протяженная переходная область перед недеформированной матрицей. В переходной области наблюдается скольжение дислокаций и образование полос сдвига, что указывает на то, что пластичность, основанная на дислокациях, является причиной измельчения зерен вплоть до 10-20 нм в нанокристаллической области. Предполагается, что ниже контактной поверхности (нанокристаллическая область и ультрамелкозернистая область), самые высокие деформации сдвига в основном воспринимаются скольжением по границам зерен и вращением зерен [18].

Предполагается, что избыток углерода способствует превращению цементита в карбид Хэгга, вызывая локальное обогащение углеродом цементитной фазы. Этот избыток углерода может возникать за счет деформационного распада тонкодисперсных частиц графита, присутствующих в исходной микроструктуре, или за счет трибоокисления цементита, приводящего к потере железа. Другие факторы, такие как высокая механическая энергия, изменение свободной энергии, наноразмерное измельчение, потенциальное

повышение температуры и сходство кристаллической структуры, поддерживают фазовое превращение [18,78,109 – 111].

Для углеродистой эвтектоидной стали У8 после холодной пластической деформации на 10, 20, 30, 40 и 50% [54, 112] показано, что растворение цементитных пластин начинается со степени деформации $\varepsilon \sim 30\%$. Вынос углерода из цементитных пластин наиболее активен вблизи дефектов (дислокационные субграницы). При этом происходит увеличение концентрации углерода в ферритной составляющей до ~ 3 ат.% [54].

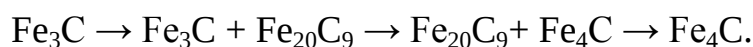
Глобулярный цементит стали У8 активно деформируется при комнатной температуре. Одной из наиболее легких мод деформации является образование дефектов упаковки ДУ, которые, как правило, зарождаются на межфазной границе феррит/цементит и распространяются вглубь карбидной частицы. Длина свободного пробега ДУ обусловлена не только размером карбидной частицы, но и другими дефектами, которые образовались в результате пластической деформации и явились препятствиями для вновь образованных дефектов упаковки. С увеличением степени деформации в карбидных частицах увеличивается плотность дислокаций [18]. С ростом степени деформации увеличивается число действующих дислокационных систем скольжения. На ранних степенях деформации дислокации принадлежат системе скольжения $[010](001)$, при большей степени деформации появляются отдельные дислокации, принадлежащие $[100](001)$ системе скольжения. Увеличение плотности дефектов внутри карбидных частиц приводит к активизации процесса выноса из них углерода и последующее растворение. Процесс сопровождается образованием мелкодисперсных глобулярных карбидов в ферритной матрице [18, 54].

Анализу трансформации цементита при деформации феррито-перлитных сталей в ходе технологических процессов параллельно с превращением субструктур традиционно уделяется большое внимание [18, 54, 113]. При интенсивной пластической деформации волочением, ковкой, штамповкой среднепористых сталей атомы углерода могут скапливаться в возникающих в стали в ходе пластической деформации микротрещинах, где свободный углерод

конденсируется в виде слоев графита. Поскольку эти слои имеют толщину в несколько межатомных расстояний, они обычно не видны на дифракционной картине и поэтому трудны для диагностики [18,54]. Этот механизм может частично реализовываться и вероятность его действия возрастает, когда разрушена значительная часть цементита и атомов углерода больше, чем может локализоваться на дефектах кристаллической решетки [18,54,113].

Необходимо отметить, что образование различного типа субструктур в условиях превалирования того или иного механизма разрушения цементита было подчеркнуто в работах [114 – 116]. Особая роль межфазной границы альфа фаза-цементит в процессах разрушения частиц карбида Fe_3C отмечены в [113 – 116]. Когерентная или полукogerентная граница облегчает проникновение дислокаций из α -фазы в цементит и обратно и тем самым способствует разрушению и растворению карбида. Некогерентная большеугловая межфазная граница стабилизирует структуру карбида и оставляет возможность лишь диффузионного массопереноса. Именно поэтому, как было описано выше, пластины перлита разрушаются, а сферические частицы цементита на границах сохраняются. Установлено, что межфазная граница служит местом протекания в карбиде фазового превращения, в котором участвуют и сдвиговые процессы, и массоперенос. Процесс растворения «на месте» связан с массопереносом, по крайней мере, атомов углерода. Он может осуществляться по нескольким механизмам; во-первых, диффузией атомов по междоузлиям, впервые этот механизм был подтвержден авторами работы [112, 116]. Второй механизм переноса диффузия атомов углерода по деформационным вакансиям, третий – диффузия по дислокационным трубкам. Известно, что энергия активации диффузии по ядрам дислокаций много меньше, чем по объему материала. Этот механизм также включен авторами работы [112, 116] в перечень возможных способов переноса атомов углерода при растворении цементита. Разумеется, удельный вес всех механизмов растворения цементита будет зависеть от структуры последнего, условий деформирования и степени легирования стали [54].

Цепочка фазовой трансформации цементита в процессе холодного выдавливания исходя из результатов вышеизложенных исследований выглядит следующим образом [116]:



Остальной углерод оказывается на дефектах кристаллического строения (вакансии, дислокации, субграницы, границы зерен, микротрещины) и в твердом растворе.

Результат обобщения литературных данных [114–116] о взаимодействии атомов углерода в карбидах с дефектами строения в железоуглеродистых сплавах выглядит так:

Таблица 1.3 – Взаимодействие атомов углерода в карбидах с дефектами строения в железоуглеродистых сплавах [54]

Место локализации атомов С	Энергия связи, эВ	
	интервал	Средняя
Карбид Fe_2C	0,05 – 0,30	0,13
ϵ -карбид	0,10 – 0,30	0,21
Цементит	0,10 – 0,50	0,27
Карбид вообще	–	0,20
Атмосфера Котрелла	0,30 – 0,70	0,50
Ядро дислокаций	0,50 – 1,00	0,50
Вакансия	–	0,41
Субграницы и границы зерен	0,30 – 0,60	0,45
Дефекты вообще	0,20 – 0,90	0,61

1.5. Контактные усталостные повреждения рельсов при эксплуатации в городских условиях

Контактная усталость качения (RCF) рельсовых сталей является важной проблемой современных железнодорожных сетей, которая вызвана действием

качения - скольжения колеса на поверхности рельса. Из-за сильной циклической контактной нагрузки возникают поверхностные и подповерхностные трещины, которые часто можно обнаружить в виде специфических дефектов RCF [18].

Поверхностные трещины (Head Check) – это серьезный дефект усталостной деформации, возникающий после циклических контактов колеса с рельсом в результате сильной пластической деформации поверхности головки рельса.

В статье [117] для доэвтектоидных рельсов после пропущенного тоннажа до 16 млн.т. на криволинейных участках ($R=1000$ м.) исследована эволюция микроструктуры и ее влияние на формирование RCF. Средняя суточная нагрузка составляла для этой линии парижского метрополитена 190 тыс.т. в сутки. Использовалась сканирующая электронная микроскопия (СЭМ), рентгеноструктурный анализ и дифракция обратно-отраженных электронов.

Во время первых циклов контакта колеса с рельсом наблюдается формирование обезуглероженного слоя. В поперечных срезах ферритная фаза сильно деформирована при сдвиге, и пластинки цементита внутри перлитных колоний начинают изгибаться в направлении сдвига. В доэвтектоидном феррите наблюдаются участки сильной разориентации ($>10^\circ\text{C}$), что позволяет предположить, что доэвтектоидный феррит более напряжен, чем колонии перлита на первых стадиях накопления тоннажа. Твердость вблизи поверхности увеличивается с общей транспортной нагрузкой, а градиент твердости по толщине становится значительным по мере того, как рельс подвергается деформационному упрочнению. На ранних стадиях развития поверхностные трещины контактной усталости качения зарождаются в мягкой ферритной фазе.

Для пропущенного тоннажа 350 миллионов т. в условиях движения по прямой линии парижского метро было показано [18, 118]:

1. В середине головки перлитные колонии фрагментированы за счет накопления сильной сдвиговой деформации глубиной до 3 мм. На поверхности рельса образующаяся пластинчатая структура вытягивается и выравнивается в направлении сдвига. На глубине перехода 3 – 4 мм наблюдаются как фрагментированные, так и целые перлитные колонии. В этих фрагментированных

колониях пластинки цементита сильно изогнуты и частично разрушены. Межпластинчатое расстояние постепенно уменьшается от этой глубины перехода поверхности.

2. Пластическая деформация рельса приводит к формированию трехмерного градиента микроструктуры, развивающегося как в поперечном направлении, так и в глубину от поверхности до 4 мм. На обеих сторонах полотна, где происходит меньше контактов колеса с рельсом, грушевидная микроструктура остается неизменной [18].

3. В центре пластины выравниваются под поверхностью рельса в направлении сдвига из-за условий контакта с поверхностью, при этом деформируется и разрушается перлитная микроструктура. Тем не менее, фрагментированные перлитные колонии также наблюдались до глубины перехода 3 – 4 мм. Следовательно, это подтверждает идею о том, что пластическое течение может достигать глубины в несколько миллиметров. В пределах переходной области некоторые перлитные колонии остаются незатронутыми, в то время как другие соседние колонии фрагментированы. В фрагментарных колониях пластинки цементита сильно изогнуты и частично разрушены. В этой области с помощью анализа EBSD было отмечено формирование большеугловых границ зерен, что указывает на то, что микроструктура становится пластинчатой.

4. Соответственно, градиент микроструктуры также подчеркивается углубленной эволюцией межпластинчатого расстояния. Хотя он имеет постоянное значение 0,34 мкм от глубины 8 мм до переходной глубины 3 – 4 мм, он постепенно уменьшается до уровня менее 0,15 мкм на ближней поверхности рельса [18].

Твердость рельса увеличивается на поверхности, подтверждая, что материал подвергается деформационному упрочнению до 3 – 4 мм в глубину.

Развитие такого трехмерного градиента микроструктуры при пластической деформации рельсов из перлитной стали может быть вовлечено в механизмы зарождения и распространения трещин и должно учитываться при моделировании механического поведения таких сталей. Глубинные неоднородности из-за

эволюции микроструктуры могут влиять на распространение трещин, приводя либо к выкрашиванию, либо к интенсивному распространению вглубь в худших конфигурациях. Путем реализации особенностей перлитной микроструктуры это исследование будет способствовать улучшению моделирования разрушения рельса с помощью RCF.

Роль микроструктуры и кристаллографической ориентации в анализе разрушения от усталостных трещин тяжеловесного железнодорожного рельса прослежена в статье [119]. Анализу подвергались рельсы с содержанием углерода 0,75 вес. % после эксплуатации на кривых участках. R=344 м. после пропуска 30 млн. т.

Показано [18, 119]:

- Морфология перлита переориентируется на 45° от направления движения поезда в области, близкой к поверхности контакта, из-за вызванной деформации сдвига.
- Твердость в контакте с поверхностью рельса достигла 560 ± 10 HV по сравнению с 375 ± 15 HV в недеформированной зоне (-50 % увеличение) из-за интенсивной циклической пластической деформации при прохождении поезда [18].
- Рентгеновский анализ выявил уширение ферритового пика и присутствие нанокристаллического углеродного пересыщенного феррита на контактной поверхности рельса, вызванное накоплением плотности дислокаций во время циклического прохождения поезда.
- Кристаллографические ориентации $\{011\}$, параллельные направлению движения поезда, были преобладающими на использованном образце рельса.
- Наличие сильно деформированных зерен может способствовать возникновению/распространению трещин за счет уменьшения накопленной энергии.
- Большое количество зерен Тейлора окружает траекторию трещины, из-за недостаточного количества активированных систем скольжения и несоответствия направлений скольжения, что усиливает рост трещины

В работе [120] проведен анализ результатов стендовых испытаний, имитирующих контакт колесо-рельс при качении и скольжении для эвтектоидных и заэвтектоидных рельсовых сталей.

Результаты показали [18], что по сравнению с эвтектоидным рельсом заэвтектоидный рельс имел меньшие потери на износ, но большую длину трещин RCF. После испытаний исходные равноосные и недеформированные крупные зерна рельсов в матрице были преобразованы в нанозерна, богатые большеугловыми границами зерен (HAGB). Эволюцию микроструктуры рельсовых сталей при контакте качения-скольжения можно объяснить двумя механизмами. Во-первых, первоначальная деформация и нарушение пластинчатой структуры зерен перлита происходило за счет движения дислокаций. Во-вторых, формирование зерен наноструктуры происходило путем непрерывной динамической рекристаллизации (сDRX). По сравнению с эвтектоидным рельсом заэвтектоидный рельс имел более мелкое межпластинчатое расстояние и более высокое содержание малоугловых границ (LAGBs) в матрице. После испытаний на качение скольжение у заэвтектоидного рельса наблюдались более серьезные переходы от LAGBs к HAGBs и более серьезный процесс с DRX, чем у эвтектоидного рельса, что могло быть причиной большей длины трещин RCF, которые он продемонстрировал [18].

1.6 Выводы из литературного обзора и постановка задачи исследования

Вышеприведенные литературные данные и их анализ показывает, что срок службы рельсов определяется многими факторами. При высоких скоростях движения железнодорожных составов и значительных контактных давлениях при небольшом пропущенном тоннаже в поверхностных слоях наблюдается сильное изменение структурно-фазовых состояний и свойств, приводящее к ухудшению физико-механических свойств и являться причинами выхода рельсов из строя [17,18,54,57,61].

Подводя итог обзору литературы, можно констатировать, что для России с ее разветвленной сетью железных дорог рельсы являются стратегическим

продуктом. Производящиеся с 2018г. рельсы категории ДТ400ИК из заэвтектоидной стали предназначены для тяжеловесного движения в сложных условиях с крутыми кривыми радиусом менее 650м Забайкальской и Восточно-Сибирской железной дорог. В литературе практически отсутствуют данные о поведении структурно-фазовых состояний и свойств таких рельсов при длительной эксплуатации в реальных условиях. Это затрудняет реализацию Постановления Правительства Российской Федерации о производстве рельсов с гарантированным пропущенным тоннажем 2-2,5 млрд тонн брутто. Решение этой проблемы возможно лишь при выявлении методами ПЭМ закономерностей формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры головки рельсов и механизмов упрочнения [17, 18, 54 – 61], что являлось целью работы. Это было сделано на расстояниях 0, 2 и 10 мм по центральной оси и радиусу скругления выкружки головки длинномерных рельсов из заэвтектоидной стали после экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 187 млн. тонн брутто на экспериментальном кольце РЖД).

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Представленные в главе методы, методики исследований и материалы опубликованы и обобщены в монографиях [17,18,49,50] и статьях [49,54]. Основным методом исследования являлось просвечивающая электронная микроскопия. Изучение внутренней структуры и фазового состава проведено на образцах дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ400ИК после пропущенного тоннажа 187 млн. тонн брутто в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ» (г. Щербинка). Элементный состав регламентирован ГОСТ 5185-2013 и ТУ 24.10.75111- 298-057576.2017 РЖД. Были выполнены исследования вдоль центральной оси симметрии головки рельса на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности катания (рисунок 2.1).

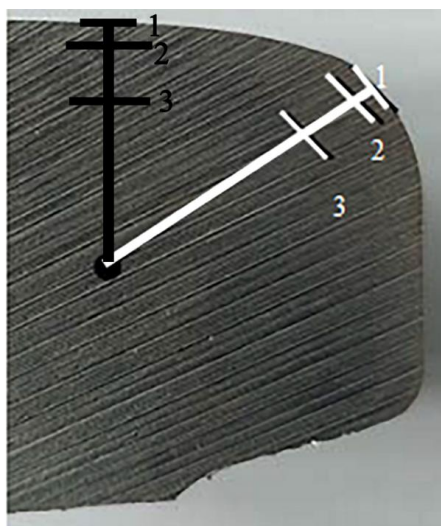


Рисунок 2.1 – Схематическое изображение образца рельса с указанием мест, использованных для исследования структуры: 1, 2, 3 – изученные участки материала на расстоянии 0, 2, 10 мм от поверхности по центральной оси (черные линии) и по радиусу скругления головки рельса («выкружка») (белые линии)

Исследования проводились методом дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с применением электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ при рабочих увеличениях в колонне микроскопа от 15000 до 500000 крат [17, 18, 121, 122]. В

результате проведенных исследований для каждого образца была проведена классификация морфологических признаков структуры, определен фазовый состав стали и рассчитаны следующие параметры тонкой структуры: объемные доли морфологических составляющих P_V ; установлены места локализации карбидной фазы (цементита), рассчитаны размеры частиц, плотность их распределения и объемная доля; скалярная ρ избыточная $\rho_{\pm}$ плотность дислокаций; кривизна-кручение кристаллической решетки χ ; амплитуда внутренних напряжений σ . Все количественные параметры тонкой структуры определены как в каждой структурной составляющей стали, так и в целом по каждому образцу и статистически обработаны [17].

Определение объемных долей, морфологических составляющих структуры.

Так как размер (площадь) отдельной морфологической составляющей, сформированной в структуре каждого образца, больше толщины фольги, то с его изображением в фольге можно работать как со случайным сечением на шлифе [123]. Поэтому в работе использовался метод определения объемной доли каждой морфологической составляющей (P_V), присутствующей в структуре каждого образца, по случайным сечениям, основанный на измерении доли площади фольги P_s , занятой каждым определенным типом морфологической составляющей, т.е. был использован планиметрический метод [123]. Согласно этому методу, измерялись площади изображений каждого типа морфологической составляющей на плоскости наблюдения (на микрофотографии). Затем величины таких площадей суммировались. Полученная сумма делилась на величину площади изучаемого участка плоскости наблюдения (на площадь микрофотографии).

Рабочая формула планиметрического метода имеет следующий вид:

$$P_s = \frac{S}{L^2} = \frac{V}{L^3} = P_V,$$

где S и V – площадь и объем, занятые соответствующей морфологической составляющей.

Таким образом, объемная доля каждой морфологической составляющей структуры определяется согласно формулы (2.1), как:

$$P_V = P_S = \frac{1}{S_0} \sum_{i=1}^n S_{n_i}, \quad (2.1)$$

где S_0 – общая площадь микрофотографий, $\sum_{i=1}^n S_{n_i}$ – суммарная площадь поверхности, занятая соответствующей морфологической составляющей структуры [17, 18].

Среднее квадратичное отклонение определялось по формуле:

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

где N – объем выборки, P_V – среднее и P_{V_i} – случайное значение объемной доли соответствующего типа морфологической составляющей структуры [17, 18, 50, 57].

Определение объемных долей проводилось по непрерывным участкам образца площадью ~ 100 мкм² при увеличении в колонне микроскопа ~ 15000 - 20000 крат.

Размеры частиц цементита и расстояний между ними. В результате проведенных исследований было установлено, что во всех образцах в любой морфологической составляющей присутствуют только частицы цементита, обладающие либо формой, близкой к сферической, либо в виде тонких вытянутых пластинчатых (или игольчатых) выделений. Эти частицы располагаются как внутри, так и по границам различных морфологических составляющих, а также в стыках фрагментов и субзерен. Размеры частиц определяли по микрофотографиям, полученным при просмотре фольг, путем их непосредственного замера [124]. У частиц, обладающих округлой (или близкой к ней) формой измерялся их диаметр (d), у частиц, имеющих пластинчатую (или игольчатую) форму – поперечный (d) и продольный (l) размеры. В связи с тем, что в исследуемой рельсовой стали, как показали проведенные исследования, присутствует ряд различных морфологических составляющих, то измерения и дальнейший расчет проводились отдельно для каждой из морфологических

составляющих, причем конкретно к местам их расположения в структуре. Средние размеры рассчитывались согласно формул (2.2) [17, 57]:

$$\langle d \rangle = \frac{1}{N} \cdot \sum_{i=1}^n N_i d_i; \quad \langle l \rangle = \frac{1}{N} \cdot \sum_{i=1}^n N_i l_i, \quad (2.2)$$

где N_i – число частиц в конкретном участке определенного типа морфологической составляющей, d_i – диаметр или поперечный размер частиц цементита, находящихся в этом конкретном участке этой морфологической составляющей и l_i – соответственно средний продольный размер частиц цементита, n – число этого типа морфологических составляющих, N – общее число измерений в морфологических составляющих этого типа. Отметим, что число измерений в каждом конкретном случае составляло не менее 20. Средние размеры частиц цементита по образцу в целом определялись с учетом весового коэффициента морфологических составляющих в данном образце.

Среднее расстояние между частицами определялись методом случайно брошенной секущей по микрофотографиям. При этом выбор методики измерения зависел от формы частиц, а именно: Для частиц, имеющих вытянутую (игольчатую или пластинчатую) форму цементита и расположенных внутри морфологических составляющих, секущие проводятся в направлении, перпендикулярном длине пластинки. Для частиц, обладающих округлой формы выбор направлений секущих является произвольным. Необходимо подчеркнуть, что всегда (независимо от формы выделений) измерения расстояний проводится между центрами частиц. [17,18,50,57].

Ошибка измерения размеров частиц и расстояния между ними определяется следующим образом: для этого используются нормированные характеристики среднего арифметического значения [123]:

$$\bar{X} = \sum X_i / N,$$

где X_i – измеряемая величина, N – число измерений. Находится погрешность измерения: $\Delta_i = X_i - \bar{X}$ и квадрат погрешности измерения: $\Delta_i^2 = (X_i - \bar{X})^2$

Определяется среднее квадратичное отклонение:

$$\sigma_x = \sqrt{\frac{\sum (\Delta_i)^2}{n(n-1)}}.$$

Устанавливают доверительный интервал от $-3\sigma_x$ до $+3\sigma_x$, для которого доверительная вероятность составляет 99.97 или $2\sigma_p - 95.44$ %. Отбрасываются результаты измерений X_i , значения которых выходят за рамки доверительного интервала. Повторно определяется $\bar{X}$, при этом не учитываются результаты измерений, выходящие за рамки установленного доверительного интервала.

Методика определения объемной доли частиц цементита зависела как от места положения частицы в структуре материала, так и от её формы, а также от её размера.

Во-первых, для частиц цементита, находящихся внутри структурных составляющих, объемная доля определялась по формуле (2.3) [125]:

$$\delta\% = \frac{V_k}{tr^2} \cdot 100, \quad (2.3)$$

где V_k – средний объем частицы, t – толщина фольги, r – расстояние между частицами. Для частиц округлой формы объем частиц V_k рассчитывается как объем шара с диаметром d , определенным согласно формулы (2) для частиц округлой формы. Для вытянутых частиц игольчатой (или пластинчатой) формы V_k – это объем цилиндра диаметром d и длиной l , также определенных согласно формулы (2).

Во-вторых, объемная доля частиц, расположенных по границам структурных составляющих, границам фрагментов и субзерен, определялась иным образом [123]. Выбирались участки фольги, содержащие морфологическую составляющую одного типа. Каждый раз определялась площадь каждого выбранного участка. На каждом участке площадью S_i подсчитывалось число частиц N_i . Затем, согласно планиметрическому методу [123], определялась объемная доля частиц цементита на данном участке.

Отметим, так как на каждой границе могут присутствовать частицы цементита, обладающие либо округлой, либо вытянутой формой, а могут

присутствовать границы, на которых присутствуют оба вида частиц, то объемная доля рассчитывалась отдельно для каждого вида согласно формул (2.4) [123]:

$$\delta_{кр} \% = \sum_n \frac{N_i \pi d^2}{4S_i} \cdot 100; \quad \delta_{выт} \% = \sum_n \frac{N_i d l}{S_i} \cdot 100, \quad (2.4)$$

где N_i – число частиц цементита, расположенных на границах участке морфологической составляющей площадью S_i , d и l – средние размеры частиц в данной морфологической составляющей округлой и вытянутой формы, n – число участков данной с данной морфологической составляющей в образце.

В-третьих, объемная доля частиц цементита, находящихся в стыках фрагментов и субзерен, определялась также планиметрическим методом. Так как в частицы цементита, расположенные в стыках, обладают только округлой формой, то формула расчета объемной доли имеет вид (2.5):

$$\delta \% = \frac{1}{N} \cdot \sum_n \frac{N_i \pi d^2}{4S_i} \cdot 100, \quad (2.5)$$

где N – общее число стыков фрагментов во фрагментированной (или субзеренной) морфологической составляющей, N_i – число стыков фрагментов во фрагментированной (или субзеренной) морфологической составляющей, содержащей частицы цементита на выбранном участке площадью S_i .

Скалярная плотность дислокаций является количественной характеристикой числа дислокаций в кристалле. Ее можно определить как суммарную длину всех дислокаций в 1 см^3 кристалла или как число дислокационных линий в кристалле, пересекающих площадку 1 см^2 . Скалярная плотность дислокаций может быть представлена суммой плотности положительно заряженных дислокаций (ρ_+) и отрицательно заряженных дислокаций (ρ_-): $\rho = \rho_+ + \rho_-$. Величину ρ можно определить различными методами. Однако наиболее достоверно она определяется методом просвечивающей электронной микроскопии на фольгах – метод «случайной» секущей: подсчитывается число пересечений N случайных линий общей длиной L с дислокациями на площади S . В качестве секущей более предпочтительны квадратные сетки, так как увеличивается длина секущей, чем при использовании метода "случайной"

секущей, которую обычно проводят через центр кадра (микрофотографии), при этом периферия используется хуже. В качестве измерительного устройства плотности дислокаций удобно использовать прямоугольную сетку, нанесенную на прозрачный материал [17, 18, 50, 57, 126–128]. Именно этот метод при измерении скалярной плотности дислокаций был использован в настоящей работе. Рабочая формула для определения скалярной плотности дислокаций выглядит следующим образом (2.6):

$$\rho_0 = \left(\frac{n_1}{L_1} + \frac{n_2}{L_2} \right) \cdot \frac{M}{t}, \quad (2.6)$$

где M – увеличение микрофотографии, n_1 и n_2 – число пересечений дислокаций с горизонтальными L_1 и вертикальными L_2 линиями на измерительной сетке соответственно, t – толщина фольги ($t = 200$ нм) [126]. Хорошо известно, что на любом изображении дислокационной структуры, если не действует несколько сильных отражений, некоторые дислокации будут не видны, и тогда результат измерения величины ρ будет занижен. Этот эффект устраняется при введении поправки на «невидимость» [126]. Если действует одно сильное отражение (на микродифракционной картине кроме центрального рефлекса присутствует только один яркий рефлекс с соответствующими индексами hkl , то поправку на «невидимость» части дислокаций в ОЦК-кристаллической решетке можно ввести, пользуясь следующей таблицей:

<i>hkl</i>	Доля «невидимых» дислокаций
110	1/2
200	все дислокации «видимы»
112	1/4
во всех более далеких рефлексах	все дислокации «видимы»

Скалярная плотность «невидимых» дислокаций равна:

$$\rho_n = \rho_0 \times k,$$

где k – доля «невидимых» дислокаций для соответствующего рефлекса из вышеприведенной таблицы. Тогда расчетная формула средней скалярной

плотности дислокаций в каждой морфологической составляющей структуры каждого образца равна:

$$\rho = \rho_0 + \rho_n.$$

Средняя величина скалярной плотности дислокаций в каждом образце рассчитывалась с учетом весового коэффициента каждого типа морфологической составляющей по формуле (2.7):

$$\rho = \sum_{i=1}^n P_{Vi} \rho_i, \quad (2.7)$$

где P_{Vi} – объемная доля материала, занятого одним из типов морфологической составляющей структуры стали; n – общее число морфологических составляющих; ρ_i – средняя величина скалярной плотности дислокаций в этой морфологической составляющей [17,18,50,57].

При анализе дислокационной картины по электронно-микроскопическим изображениям возможно перекрытие изображений дислокаций. В этом случае получающийся результат измерения величины скалярной плотности дислокаций может оказаться заниженным. Экспериментально установлено, что ошибка определения величины ρ по микрофотографиям в любом металлическом материале, обладающим любой кристаллисталлической решеткой, составляет ~15 % [17, 18, 50, 57, 126].

Избыточная плотность дислокаций. Если сумма плотности положительно заряженных дислокаций (ρ_+) и отрицательно заряженных дислокаций (ρ_-) представляет скалярную плотность дислокаций ($\rho_+ + \rho_- = \rho_-$, их разность определяет избыточную плотность дислокаций ($\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_-$). Избыточная плотность дислокаций связана с кривизной-кручением кристаллической решетки χ [127,128] (2.8):

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \cdot \frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = \frac{\chi}{b} \quad (2.8)$$

где b – вектор Бюргерса дислокаций, φ – угол наклона кристаллографической плоскости по отношению к пучку электронов при электронно-микроскопическом

изучении, l – расстояние в кристалле, $\frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = \chi$ – градиент кривизны-кручения кристаллической решетки (или амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ). Кривизна-кручение кристаллической решетки, присутствующая в материале в различных локальных областях, отражается возникновением на электронно-микроскопических изображениях изгибных экстинкционных контуров, параметры которых используют для определения градиента кривизны-кручения $\frac{\partial \varphi}{\partial \ell}$. Экстинкционный контур – это геометрическое место точек, где данное семейство атомных плоскостей остается параллельным самим себе и, следовательно, находится в одинаковом отражающем положении [127,128]. Для измерения величины $\frac{\partial \varphi}{\partial \ell}$ используется микроскоп с гониометром и измеряется смещение изгибного экстинкционного (деформационного) контура Δl при контролируемом изменении угла наклона фольги $\Delta \varphi$. Специальными опытами установлено, что ширина контура в величинах разориентировок составляет $\sim 1^\circ$ [128]. Эта величина ($\Delta \varphi \approx 1^\circ$) в сочетании с шириной контура ℓ позволяет определить градиент разориентировки [17,18,50,57,126,127,128]:

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

Ошибка в определении величины $\rho_{\pm}$ определяется точностью определения χ (амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки), которая, в свою очередь, зависит и определяется точностью определения ширины изгибного экстинкционного контура ℓ . Ширина контура определялась методом секущей по микрофотографиям. При этом секущие проводятся в направлении, перпендикулярном направлению изгибного контура. Ошибка измерения величины ℓ определяется также с использованием нормированных характеристик средних арифметических значений, т.е. среднее квадратичное отклонение рассчитывается по формуле [123]:

$$\sigma_{\ell} = \sqrt{\frac{\sum (\ell_i - \bar{\ell})^2}{n(n-1)}},$$

где ℓ_i – измеряемая величина изгибного экстинкционного контура, ℓ – его средняя ширина n – число измерений.

Ранее было установлено [17,18,50,57,126 – 128], что сформированная в стали скалярная плотность дислокаций создает внутренние напряжения – напряжения сдвига $\sigma_{\text{д}}$ (скалывающие напряжения, или напряжения «леса» дислокаций. Амплитуда внутренних напряжений сдвига определяется по формуле (2.9) [17,18,50,57,126 – 128]:

$$\Delta\sigma_{\text{д}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (2.9)$$

где m – ориентационный множитель, или фактор Шмида; $\alpha = 0,05 - 1,0$ – безразмерный коэффициент, зависящий от типа дислокационного ансамбля; G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса; ρ – скалярная плотность дислокаций [17].

В участках материала, в которых присутствует избыточная плотность дислокаций ($\rho_{\pm}$), т.е. когда $\rho_{\pm} \neq 0$, возникает второй вид внутренних напряжений – внутренние дальнodelействующие напряжения $\sigma_{\text{д}}$. Это моментные (или локальные) напряжения, которые идентифицируются по наличию в материале изгибных экстинкционных контуров. При этом возникают ситуации, когда в локальных участках образца присутствуют как пластическая, так и упругая, а также упругопластическая деформации.

1) Если средняя скалярная плотность дислокаций ρ вблизи контура больше, чем избыточная $\rho_{\pm}$, то есть выполняется соотношение: $\rho \geq \rho_{\pm}$, то происхождение изгибных экстинкционных контуров связано с пластической деформацией [17,18,50,57,126]. Тогда амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки нужно считать: $\chi = \chi_{\text{пл}}$ [57], а амплитуда внутренних дальнodelействующих напряжений должна быть рассчитана по формуле (2.10) [57, 127]:

$$\sigma_{\text{дл}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}} = m\alpha G\sqrt{b\chi}, \quad (2.10)$$

где величина безразмерного коэффициента α слабо зависит от металлического материала, но практически полностью определяется типом сформировавшейся субструктуры [17].

2) Если дислокационная структура близи контура отсутствует, то есть $\rho = 0$, то происхождение изгибных экстинкционных контуров связано с упругой деформацией [17, 18, 57, 127]. В этом случае амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки равна: $\chi = \chi_{\text{упр}}$ [57, 127], а амплитуда внутренних далекодействующих напряжений должна быть рассчитана по формуле (11) [17, 18, 50, 57, 126–128]:

$$\sigma_{\text{упр}} = m\alpha_c Gt \frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = m\alpha_c Gt \chi, \quad (2.11)$$

где $\alpha_c = 1-1,5$ – коэффициент Струнина, рассчитанный для дислокационного ансамбля, составленного из дислокаций одного знака [126].

3) Если средняя скалярная плотность дислокаций ρ вблизи контура меньше, чем избыточная $\rho_{\pm}$, то есть $\rho < \rho_{\pm}$, то происхождение изгибных экстинкционных контуров обусловлено упругопластической деформацией. В этом случае необходимо рассматривать две компоненты, а именно пластическую и упругую составляющие деформации. В этом случае амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки равна [17]:

$$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}},$$

В этом случае следует использовать комбинацию формул (10) и (11) и тогда [17]:

$$\sigma_{\partial} = \sigma_{\text{упр}} + \sigma_{\text{пл}}, \quad (2.12)$$

Для разделения случаев пластического, упругого и упругопластического изгибов сравнивается скалярная плотность дислокаций ρ , измеренная в локальном участке вблизи изгибного экстинкционного контура, с избыточной плотностью дислокаций $\rho_{\pm}$, определяемой по формуле (8), следующим образом [126]:

1) Если оказывается $\rho \geq \rho_{\pm}$, то $\chi = \chi_{\text{пл}}$, величина $\rho_{\pm}$ определяется формулой (8), а амплитуда внутренних далекодействующих напряжений – формулой (2.10).

2) Если рассчитанная согласно формулы (2.8) величина $\rho_{\pm}$ оказывается $\rho < \rho_{\pm}$, то изгиб упругопластический и тогда величина $\rho_{\pm}$ является условной величиной. В этом случае производится разделение изгиба кристаллической решетки на пластическую компоненту, для которой $\rho = \rho'_{\pm}$, и упругую компоненту,

для которой $\rho''_{\pm} = \rho_{\pm} - \rho'_{\pm}$. Тогда амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки равна [17]:

$$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \quad (2.13)$$

где $\chi_{\text{пл}}$ – амплитуда кривизны-кручения при пластическом изгибе-кручении, обеспеченном избыточной плотностью дислокаций $\rho'_{\pm} = \rho$ (локальные значения), равна:

$$\chi_{\text{пл}} = b\rho'_{\pm} = b\rho, \quad (2.14)$$

и тогда амплитуда упругой составляющей кривизны-кручения кристаллической решетки равна [17,18,50,57,126]:

$$\chi_{\text{упр}} = \chi - \chi_{\text{пл}}, \quad (2.15)$$

где χ рассчитана, как $\chi = \partial\varphi / \partial\ell$.

В результате амплитуда внутренних дальнодействующих (локальных) напряжений определяется, как:

$$\sigma_{\partial} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}} = m\alpha G \sqrt{b\chi_{\text{пл}}} + m\alpha_c G t \chi_{\text{упр}} \quad (2.16)$$

3) Наконец, если $\rho = 0$ вблизи контура, то изгиб чисто упругий. В этом случае амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки $\chi_{\text{упр}}$ равна:

$$\chi = \chi_{\text{упр}} = \partial\varphi / \partial\ell,$$

а амплитуда внутренних дальнодействующих напряжений определяется формулой (2.11).

ГЛАВА 3. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА РЕЛЬСОВ КАТЕГОРИИ ДТ400ИК ПОСЛЕ ПРОПУЩЕННОГО ТОННАЖА НА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОМ Ж/Д КОЛЬЦЕ

Результаты этой главы по исследованию структурно-фазовых состояний и свойств рельсов из стали заэвтектоидного состава категории ДТ400ИК после эксплуатации на экспериментальном кольце РЖД опубликованы в статьях [129 – 131] и обобщены в монографиях [17,18,50,57].

3.1. Градиент структуры металла вдоль оси симметрии «поверхности катания»

Комплексные исследования [57], однозначно показали, что структура рельсовой стали в исходном состоянии (на глубине 10 мм от поверхности материала), имеет преимущественно пластинчатую перлитную структуру, как показано на рисунке 3.1. Размеры зерен перлита, которые были тщательно измерены с использованием передовой техники просвечивающей электронной микроскопии, в частности метода STEM, показали заметную вариабельность в диапазоне от 1,5 мкм до 25 мкм, как показано на рисунке 3.1, а. Кроме того, на границе между зернами перлита и соседними колониями заметно присутствие частиц цементита с размером 100 нм, которые четко обозначены стрелками на рисунке 3.1, б. Напротив, в стальных материалах, рассматриваемых в этом обширном исследовании, встречаются зерна с глобулярными частицами цементита, обычно называемые глобулярным перлитом, как показано на рисунке 3.2, а также зерен, содержащих комбинацию этих глобулярных частиц и пластинчатого цементита, показанного на рисунке 3.2, б, значительно реже [57].

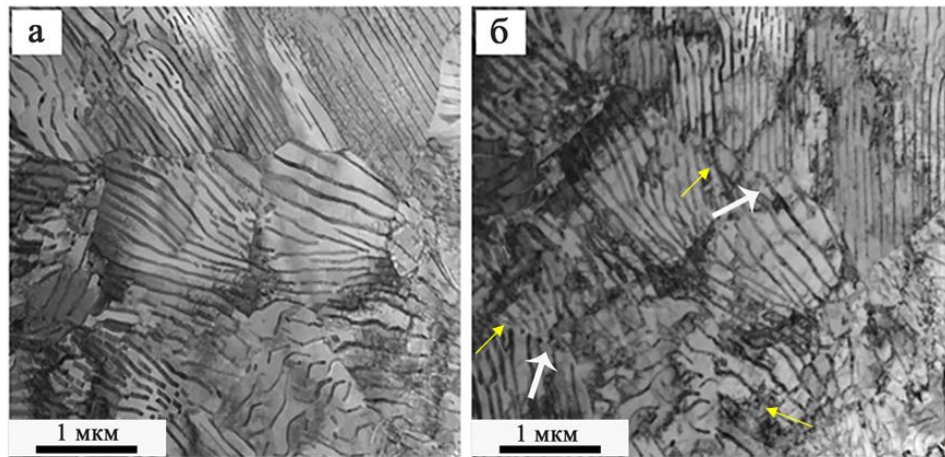


Рисунок 3.1 – Структура стали на расстоянии 10 мм от поверхности катания; а – метод STEM анализа; б – метод ТЕМ анализа

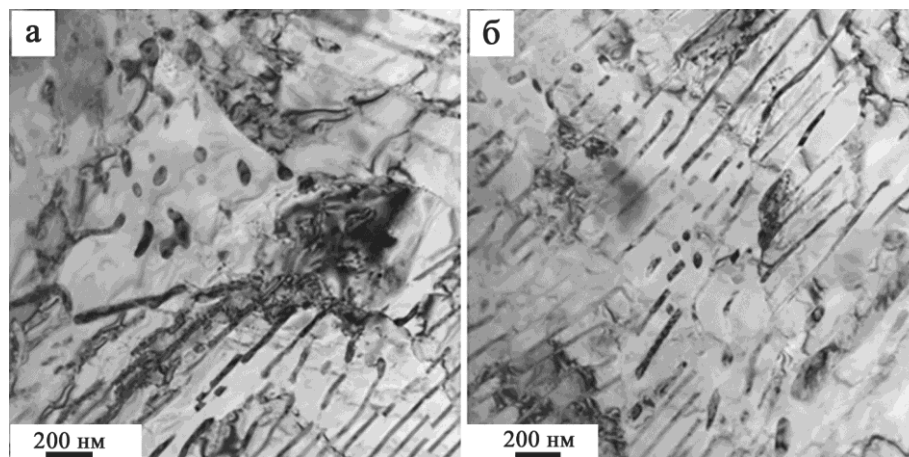


Рисунок 3.2 – Структура стали на расстоянии 10 мм от поверхности катания; а – перлит глобулярной морфологии; б – структура перлита смешанной глобулярно-пластинчатой морфологии. Метод ТЕМ анализа

Результаты, полученные в результате применения микродифракционного анализа [57], который был тщательно проведен с использованием темнопольных изображений в сочетании с последующим процессом индиферирования микроэлектроннограмм, убедительно демонстрируют, что исследуемые глобулярные частицы действительно идентифицированы как карбид железа Fe_3C , как показано на рисунке 3.3 [57].

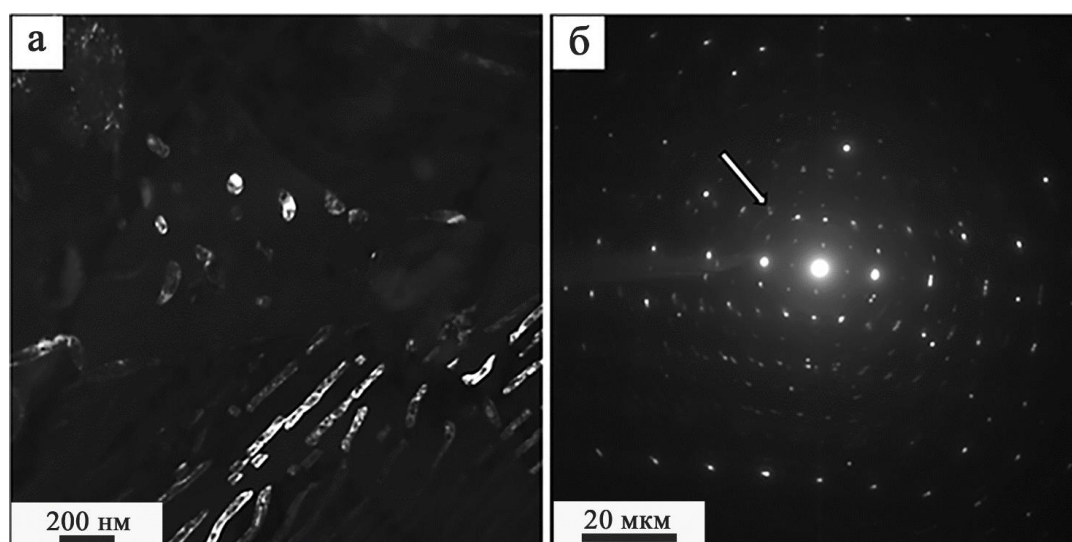


Рисунок 3.3 – Структура стали на расстоянии 10 мм от поверхности катания; а – темное поле (близко расположенные рефлексy $[222]\text{Fe}_3\text{C} + [320]\text{Fe}_3\text{C}$); б – микроэлектронограмма, стрелкой указаны рефлексy темного поля

В большинстве наблюдаемых случаев цементитные пластины характеризуются как дефектные образования, что свидетельствует о заметном нарушении их структурной целостности. Электронно-микроскопические изображения, представленные на рисунке 3.4, убедительно доказывают, что эти цементитные пластины имеют фрагментарный характер, то есть они разобщены и разделены на отдельные области, размер которых, как обнаружено, варьируется в диапазоне (10-12) нм. Наиболее заметная фрагментированная структура перлитных пластин становится очевидной при выполнении подробного анализа всей структуры стали в темном поле, (рисунок 3.4, г,д) [57].

Как указывалось, ранее в предыдущих обсуждениях, важно понимать, что пластинчатый перлит представляет собой двухфазную структуру, которая характеризуется наличием чередующихся слоев феррита и цементита. В исследуемом образце стали ферритные пластины, из которых состоят колонии перлита, в большинстве случаев разделены на участки с разориентированными областями (рисунок 3.5, области указаны стрелками). Масштабы этих продольных размеров в таких разориентированных областях примечательны, поскольку они имеют диапазон от 250 нм до 500 нм.

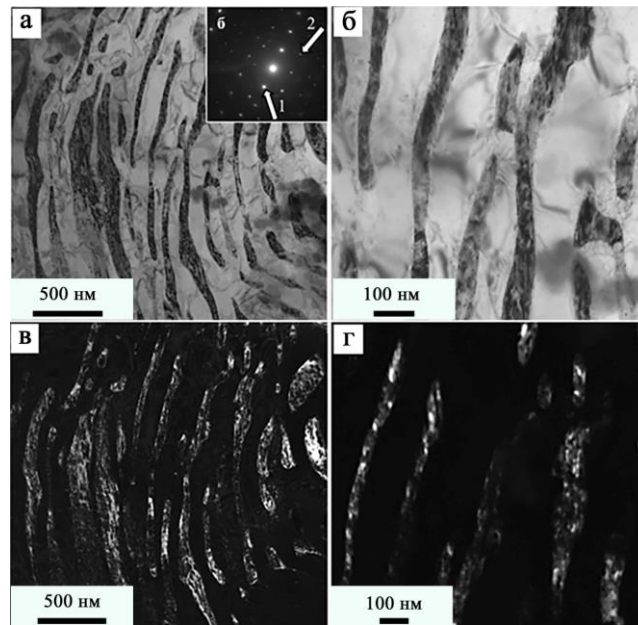


Рисунок 3.4 – Структура металла рельс в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности катания; а, в – светлые поля; б – микроэлектронограмма; г, д – темные поля (рефлексы $[012]\text{Fe}_3\text{C}$ (г) и $[222]\text{Fe}_3\text{C}$ (д)); на (б) стрелками указаны рефлексы темного поля, 1 для (г), 2 для (д) [57]

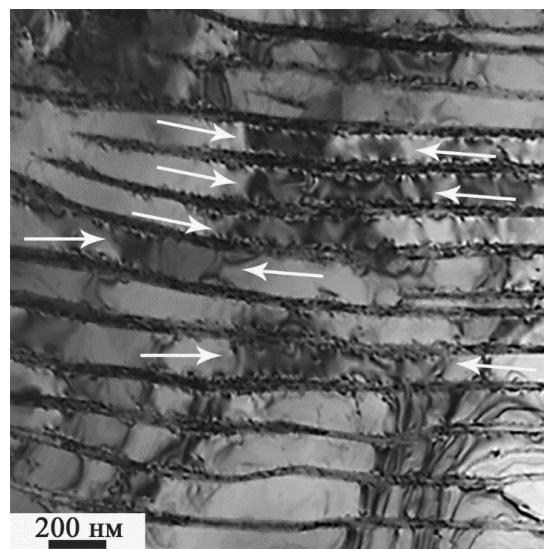


Рисунок 3.5 – Структура пластинчатого перлита на расстоянии 10 мм от поверхности катания. Стрелками указаны разориентированные области пластин феррита [57]

Ферритные пластины перлитных колоний содержит дислокационную субструктуру (рисунок 3.6).

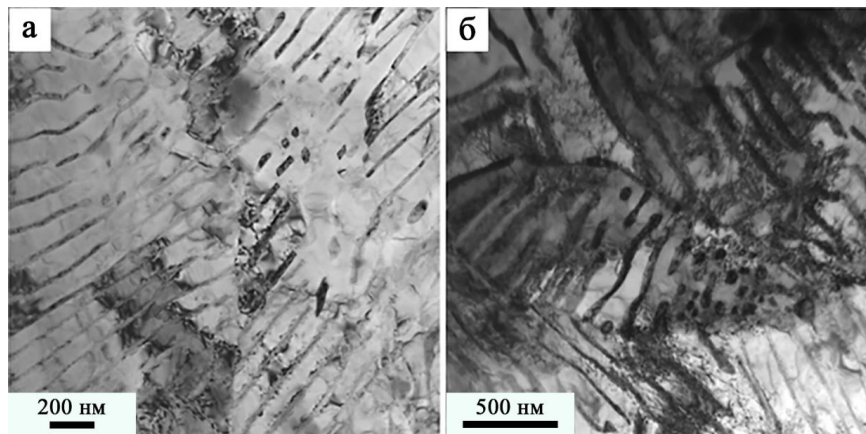


Рисунок 3.6 – Дислокационная субструктура металла рельс на расстоянии 10 мм от поверхности катания

Исследование показало, что существует два различных типа зерен перлита, одно из которых имеет хаотическое распределение дислокаций, как показано на рисунке 3.6,а, а другой тип характеризуется сетчатой субструктурой, образованной расположением дислокаций, как показано на рисунке 3.6,б. Скалярная плотность дислокаций в первом случае $\langle \rho \rangle = 3,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, тогда как во второй категории, где дислокации образуют сетчатую субструктуру, скалярная плотность дислокаций равна $5,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Установлено, что сталь, которая в настоящее время является предметом исследования, находится в состоянии, характеризующемся упругим напряжением. Этот вывод подтверждается наблюдаемыми изгибными экстинкционными контурами, отчетливо различимыми на электронно-микроскопических изображениях, на которых изображена сложная структура исследуемых тонких фольг. Как показано на рисунке 3.7, возникновение эффектов кривизны и кручения, проявляющихся в материале, можно объяснить границами раздела между отдельными зернами и колониями перлита, а также между пластинами цементита и феррита, расположенными в колониях перлита, как показано на рисунке 3.8 [57]. Примечательно, что контуры изгиба в пределах колонии перлита можно определить, как по поперечной ориентации, так и по длине ферритовых пластин, разделяющих соседние цементитные пластины. Это наблюдение призвано подчеркнуть сложное состояние упругого напряжения, характерное для

исследуемого материала и отражающее сложное взаимодействие действующих сил. Кроме того, важно отметить, что торцы цементитных пластин также могут выступать в качестве важных источников локальных полей напряжений, как показано на рисунке 3.9.

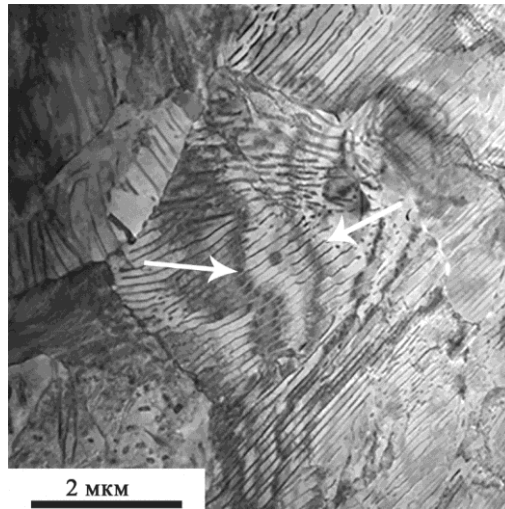


Рисунок 3.7 – Изгибные экстинкционные контуры (указаны стрелками), наблюдающиеся в структуре стали в слое на глубине 10 мм

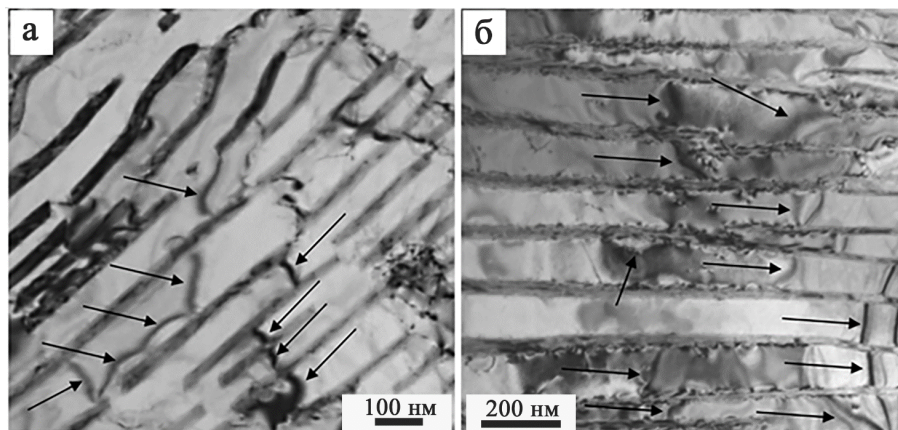


Рисунок 3.8 – Изгибные экстинкционные контуры (указаны стрелками), наблюдающиеся в структуре перлитной колонии в слое на глубине 10 мм

После тщательного анализа изображения структуры стали, показанной на рисунке 3.9 [17,57], можно сделать несколько заключений. Для начала необходимо подчеркнуть, что контур экстинкции, расположенный в непосредственной близости от торца цементитной пластины, имеет толщину — 5,5 нм, как показано на рисунке 3.9, контур 1. Кроме того, важно признать, что контур, расположенный рядом с боковой поверхностью цементитной пластины,

имеет значительно большую толщину 17 нм, что примерно в три раза превышает толщину, наблюдаемую на противоположном краю вышеупомянутого контура. В дополнение к этим наблюдениям важно отметить, что контур, окружающий боковую поверхность цементитной пластины, изображенный на рисунке 3.9 как контур 2, имеет среднюю толщину 11 нм, в то время как контур, проходящий через ферритовую пластину, начинающийся и заканчивающийся на расположенных рядом цементитных пластин, как показано на рисунке 3.9 контур 3, имеет значительно большую толщину — около 20 нм. Если принять во внимание экспериментально проверенные данные, свидетельствующие о том, что поперечные размеры (толщина) изгибного контура обратно пропорциональны кривизне-кручению материала (величине упругих напряжений материала) [129 – 131], становится очевидным, что торцы пластин цементита представляют собой области наибольшей концентрации напряжений, которые подвержены разрушению в объеме перлитной колонии [17,18,57].

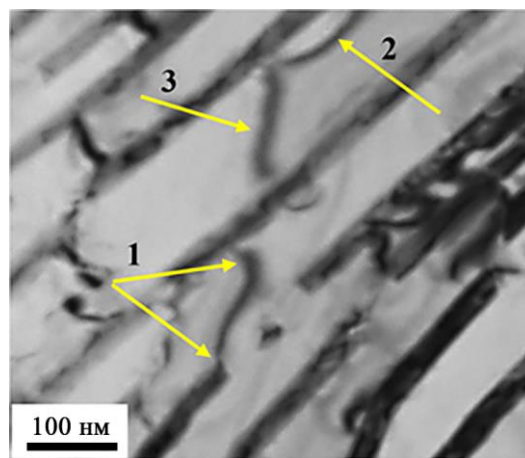


Рисунок 3.9 – Изгибные экстинкционные контуры (указаны стрелками), наблюдающиеся в структуре стали на расстоянии 10 мм от поверхности катания

Длительная эксплуатация железнодорожных рельсов приводит к значительным изменениям в структуре стали, которые впоследствии могут привести к разрушению колоний перлита, как показано на рисунке 3.10.

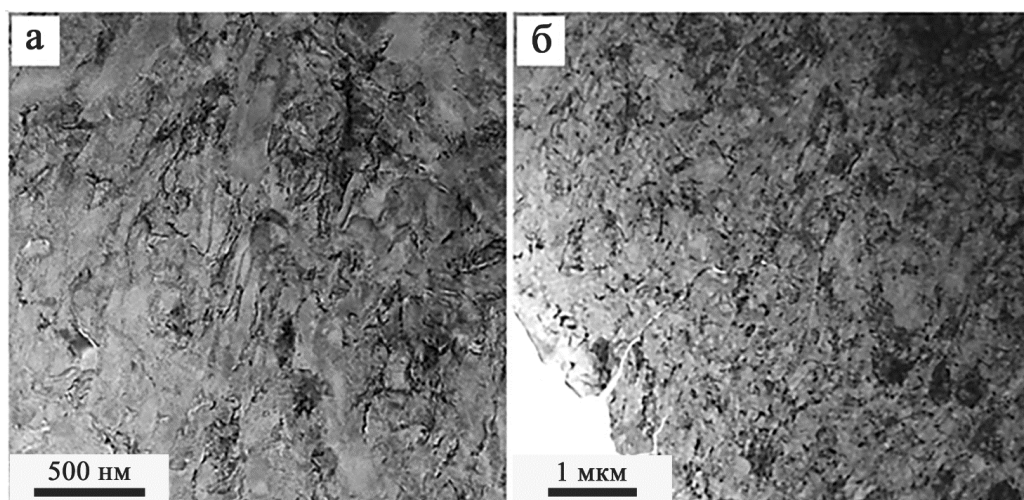


Рисунок 3.10 – Структура поверхностного слоя металла поверхности катания рельс; а – изображение получено методами STEM анализа; б – изображение получено методами TEM анализа

При тщательном сравнении результатов исследований, полученных с помощью методов электронной микроскопии, как показано на рисунках 3.1 и 3.10, становится очевидным, что пластинчатая структура отсутствует (рисунок 3.10), характерная для перлита (рисунок 3.1).

Рентгенофазовый анализ поверхностного слоя металла поверхности катания железнодорожных рельсов свидетельствует о том, что основной фазой стали является твердый раствор на основе α -железа – 95,8 мас.%, как показано на рисунке 3.11. Кроме того, следует отметить, что параметр кристаллической решетки α -железа $a = 0,28736$ нм, что значительно выше стандартного табличного значения, которое равно $a = 0,28668$ нм [17,18,57, 132]. Из этих наблюдений можно обоснованно предположить, что основной причиной является включение атомов углерода в матрицу твердого раствора. Оценка концентрации атомов углерода по выражениям, приведенным в [130, 132], показала, что наблюдаемое увеличение параметра кристаллической решетки α -железа действительно может быть связано с присутствием углерода в структуре кристаллической решетки примерно 0,0167 вес. % [17,18,57, 132].

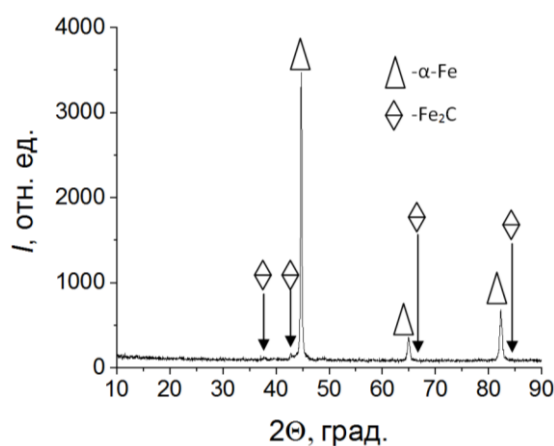


Рисунок 3.11 – Участок рентгенограммы, полученной с поверхности слоя металла поверхности катания

В сочетании с идентификацией α -фазы исследование показало присутствие ϵ -карбида Fe_2C ($a = 0,4313$ нм, $b = 0,43299$ нм и $c = 0,28330$ нм). Известно, что карбид железа Fe_2C (ϵ -карбид), обычно наблюдается в закаленной стали, подвергшейся процессам закалки при повышенных температурах от 100°C до 350°C . Известно, что эта специфическая форма карбида образуется преимущественно на дислокациях, а также на границах, которые, как указывалось в предыдущих исследованиях, можно классифицировать как межфазные и внутрифазные границы [17,18,57,132-136]. Проявление этого карбида в исследуемой стали можно объяснить различными физико-химическими процессами, происходящими в поверхностном слое металла, в частности под воздействием знакопеременных термомеханических нагрузок, возникающих в течение срока службы железнодорожных рельсов. Можно выдвинуть гипотезу о двух различных механизмах образования карбида Fe_2C . Во-первых, на начальных этапах сложного процесса вытеснения атомов углерода из исходных положений и последующей реорганизации в структурной структуре кристаллической решетки цементита это превращение в конечном итоге приводит к образованию карбида Fe_2C . Это явление можно сравнить с так называемым механизмом «на месте», который подробно описан в различных научных источниках и публикациях [137-140]. Второй сценарий предполагает, что наноразмерные частицы карбидной фазы могут образовываться в объеме ферритовых пластин. Это явление часто называют

механизмом «старения» [141-143]. Этот конкретный процесс примечателен тем, что он влечет за собой изменение концентрации легирующих элементов и углерода в твердом растворе, а также присущую твердым растворам тенденцию к возникновению таких явлений, как расслоение фаз или близкое упорядочение. Эти зоны, по мере их обогащения атомами углерода, становятся зародышами частиц карбидной фазы [17,18,57].

Комплексные исследования, проведенные с использованием метода анализа в темном поле, продемонстрировали важные результаты, касающиеся распада ферритовых пластин и деградации цементитовых пластин, которые являются важнейшими компонентами для понимания микроструктурных преобразований, происходящих в металле. На рисунке 3.12 представлена микроструктурная конфигурация, полученная в результате этих анализов [17,18,57].

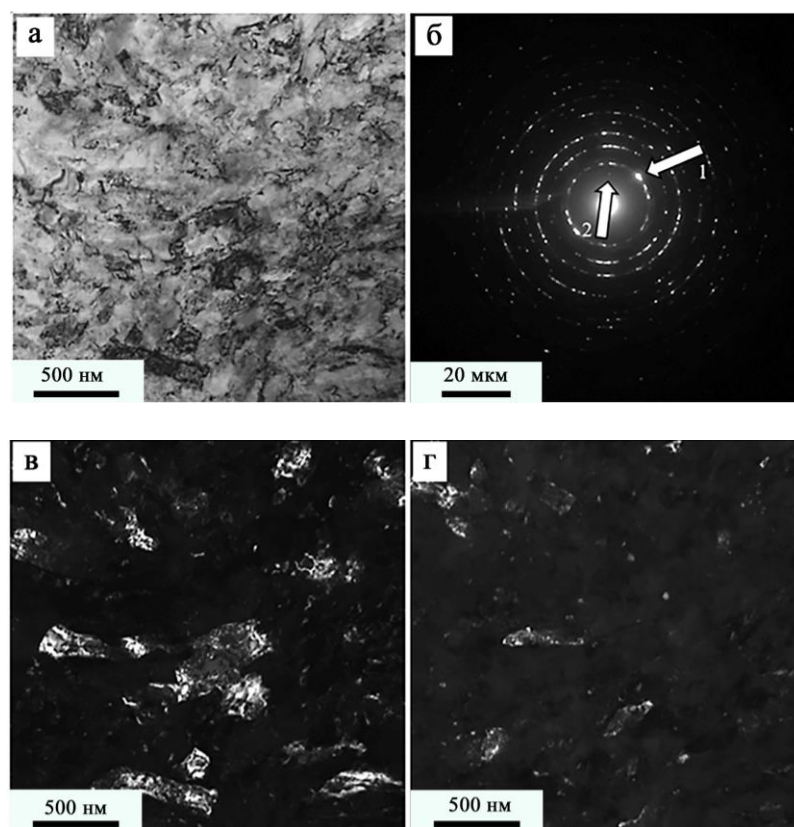


Рисунок 3.12 – Структура поверхностного слоя металла (поверхность катания); а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe} + [012]\text{Fe}_3\text{C}$ ($[210]\text{Fe}_2\text{C}$) (в) и $[120]\text{Fe}_3\text{C} + [110]\alpha\text{-Fe}$ (г); изображения получены методами ТЕМ анализа

Процесс разрушения цементитовых пластин, в частности, характеризуется последующим появлением наноразмерных частиц округлой формы, которые можно найти либо распределенными вдоль ранее существовавших границ цементитовых пластин, либо в объеме ферритовых пластин, как показано на рисунке 3.13. Эти наночастицы, которые образуются непосредственно в результате разрушения структуры цементита, имеют диапазон размеров, который колеблется от 4 до 7 нм [57].

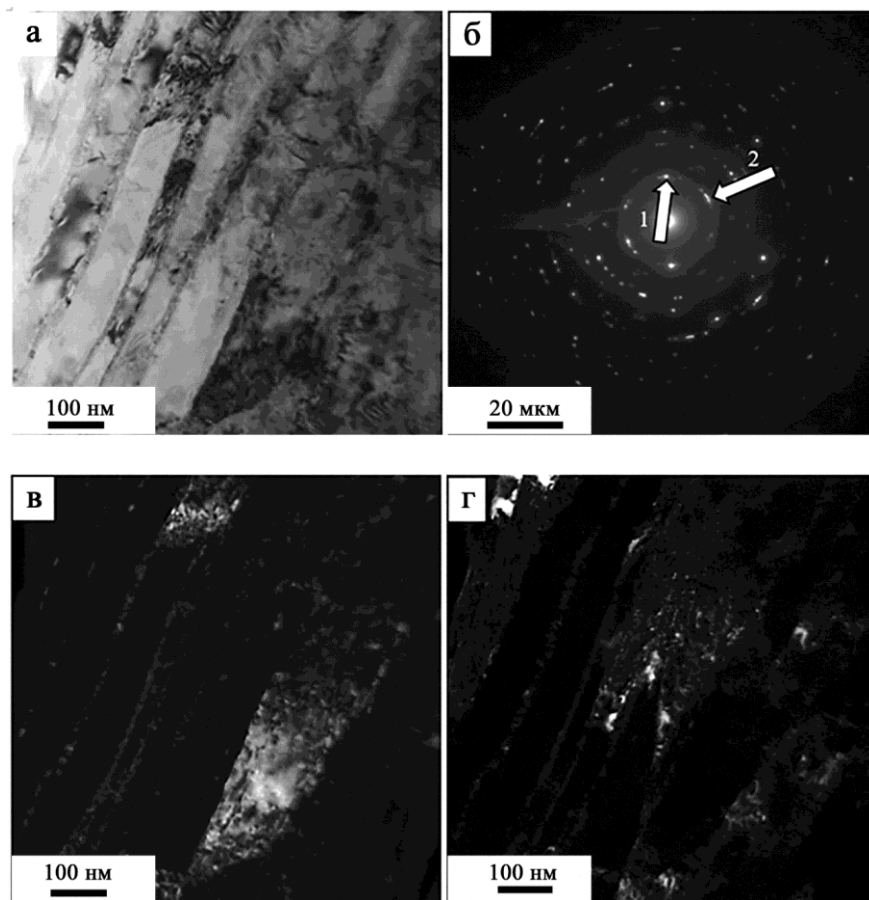


Рисунок 3.13 – Структура поверхностного слоя металла (поверхности катания); а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в, г – темные поля, (рефлексы $[110]\alpha\text{-Fe} + [012]\text{Fe}_3\text{C}$ ($[210]\text{Fe}_2\text{C}$) (в) и $[012]\text{Fe}_3\text{C}$ ($[210]\text{Fe}_2\text{C}$) + $[110]\alpha\text{-Fe}$ (г)); изображения получены методами ТЕМ анализа

Образование наноразмерных частиц в матрице стали является источником кривизны-кручения кристаллической структуры стали. Это явление отчетливо проявляется в виде изгибных контуров экстинкции, которые хорошо видны на электронных микроскопических изображениях микроструктуры стали, как

показано на рисунке 3.14. Более того, поперечные размеры, характеризующие эти контуры, имеют диапазон от 3 до 7 нм, что совпадает с размерами контуров, образующихся на торцах цементитных пластин, присутствующих в стали, особенно в слое, расположенном на глубине 10 мм [17,18,57].

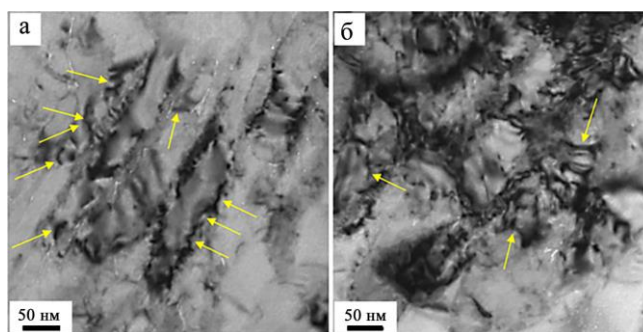


Рисунок 3.14 – ПЭМ изображение структуры поверхности катания рельс; стрелками указаны контуры экстинкции, формирующиеся у наноразмерных частиц

Эксплуатация рельс приводит к изменению дислокационной субструктуры ферритной составляющей стали. Выполненные исследования показывают, что основным типом дислокационной субструктуры поверхностного слоя металла поверхности катания рельс является сетчатая (рисунок 3.15). Скалярная плотность дислокаций формирующейся дислокационной субструктуры изменяется в пределах $\langle \rho \rangle = (6-8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Таким образом, установлено, что исследуемая заэвтектоидная сталь в слое, расположенном на глубине 10 мм имеет преимущественно структуру перлита пластинчатой морфологии. Показано, что размеры зерен перлита изменяются в пределах от 1,5 мкм до 25 мкм. Установлено, что пластины цементита перлитных колоний фрагментированы. Размеры фрагментов изменяются в пределах (10-12) нм [144]. Дислокационная субструктура в феррите – хаотически распределенные дислокации и дислокации, формирующие сетки. В первом случае скалярная плотность дислокаций составляет $\langle \rho \rangle = 3,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; во втором случае – $\langle \rho \rangle = 5,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [17,18,57].

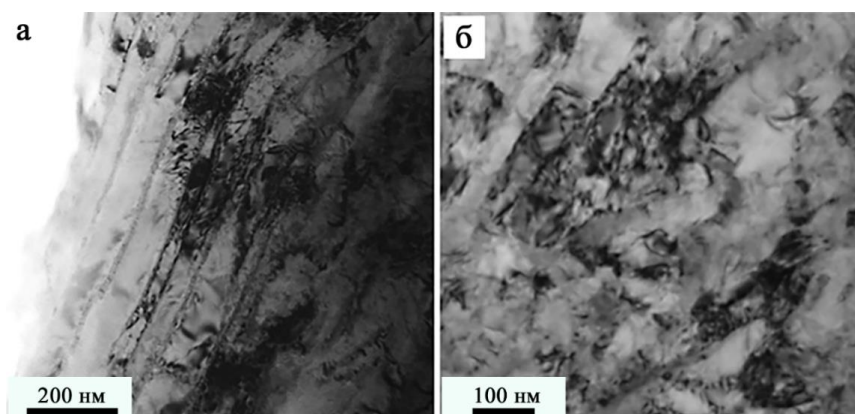


Рисунок 3.15 – Дислокационная субструктура поверхностного слоя металла поверхности катания рельс; а – перлит не разрушенный; б – перлит разрушенный

Установлено, что исследуемая сталь находится в упруго-напряженном состоянии, о чем свидетельствуют изгибные экстинкционные контуры. Источниками полей напряжений являются внутрифазные и межфазные границы. Установлено, что наиболее напряженными участками перлитной структуры исследуемой стали являются торцы пластин цементита, обрывающиеся в объеме перлитной колонии. Показано, что эксплуатация рельс на железной дороге привела к множественным преобразованиям структуры стали, связанным с разрушением колоний перлита. Обнаружено, что разрушение пластин цементита сопровождается образованием наноразмерных (4-7 нм) частиц округлой формы, расположенных либо вдоль бывших границ пластин цементита, либо в объеме пластин феррита. Показано, что эксплуатация рельс приводит к повсеместному формированию в стали сетчатой дислокационной субструктуры. Ее скалярная плотность дислокаций в ≈ 2 раза превышает соответствующее значение для слоя на глубине 10 мм [57].

3.2. Градиент структуры металла вдоль радиуса скругления «выкружки»

Методами ПЭМ было показано, что структура стали на расстоянии 10 мм от поверхности катания представлена зернами пластинчатого перлита (рис. 3.16). Размер зерен перлита изменяется от 0,6 мкм до 3 мкм.

Микроструктурные характеристики ферритовых пластин, расположенных в колониях перлита, свидетельствуют о наличии дислокационной субструктуры. Основными типами дислокационной субструктуры являются структура, сформированная хаотически распределенными дислокациями (рис. 3.17, а) и сетчатая дислокационная субструктура (рис. 3.17, б) [17,18,57].

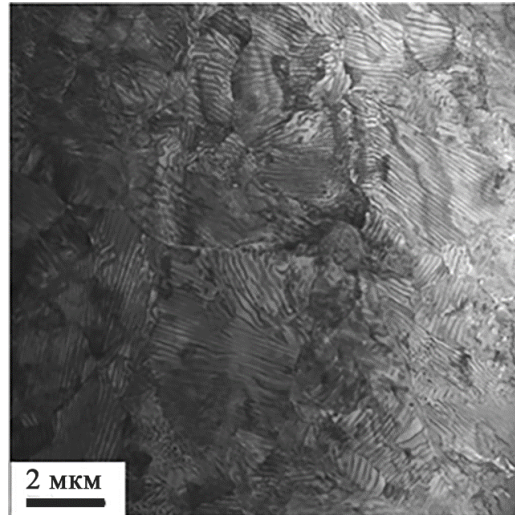


Рисунок 3.16 – Структура перлита на расстоянии 10 мм от поверхности катания.
Изображение получено методом STEM анализа

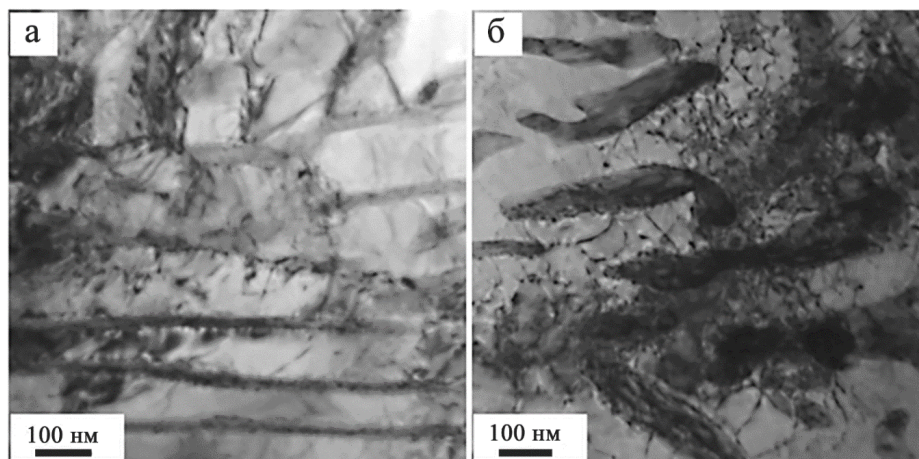


Рисунок 3.17 – Дислокационная субструктура ферритных пластин перлитных колоний

Скалярная плотность дислокаций ($\langle \rho \rangle$), которая широко признана наиболее распространенной и важной характеристикой дислокационной субструктуры, служит важнейшим параметром для понимания механического поведения материалов. Проведенные исследования выявили убедительную тенденцию: при

изучении рассматриваемой стали становится очевидным, что скалярная плотность дислокаций заметно возрастает по мере приближения к поверхностному слою выкружки рельса и в конечном итоге [57] достигает пикового значения именно на расстоянии 2 мм от поверхностного слоя, как показано на рисунке 3.18.

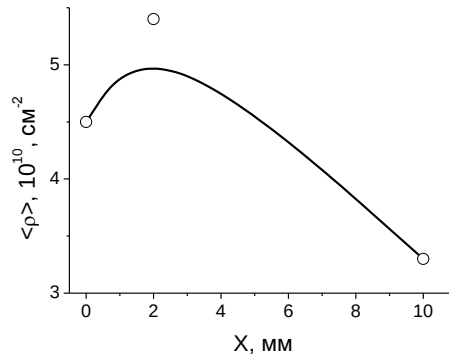


Рисунок 3.18 – Зависимость скалярной плотности дислокаций от расстояния от поверхностного слоя выкружки

Было замечено, что ферритные пластины, составляющие микроструктуру перлита, демонстрируют фрагментацию, как показано на рисунке 3.19. Поперечные размеры этих фрагментов по своей сути ограничены пространственным расстоянием между слоями цементита, и, что примечательно, этот размер не имеет существенной корреляции или зависимости от близости к поверхностному слою в выкружки. Напротив, средние продольные размеры этих фрагментов имеют тенденцию постепенно увеличиваться по мере удаления от поверхности выкружки, что свидетельствует о заметных различиях, которые непосредственно отражены на рисунке 3.20 [57].

Структурный состав цементитных пластин характеризуется фрагментированной структурой, и это явление становится особенно выраженным при наблюдении с помощью темнопольных изображений, как показано на рисунке 3.21. Тщательное изучение микроструктурных характеристик цементитных пластин выявило заметную тенденцию, заключающуюся в том, что продольные размеры отдельных фрагментов постепенно увеличиваются по мере удаления от поверхности выкружки. Эта взаимосвязь визуальна представлена на рисунке 3.22 [17,18,57] .

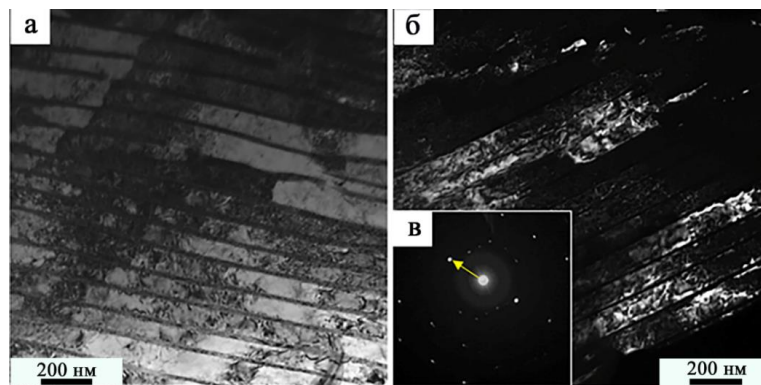


Рисунок 3.19 – Фрагментированная субструктура пластин феррита; а – светлое поле; б – темное поле (рефлекс $[110]\alpha\text{-Fe}$); в – микроэлектронограмма, стрелкой указан рефлекс $[110]\alpha\text{-Fe}$

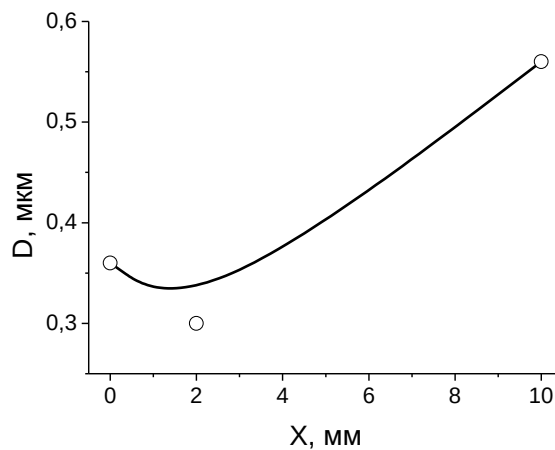


Рисунок 3.20 – Зависимость продольных размеров фрагментов ферритных пластин от расстояния от поверхностного слоя выкружки

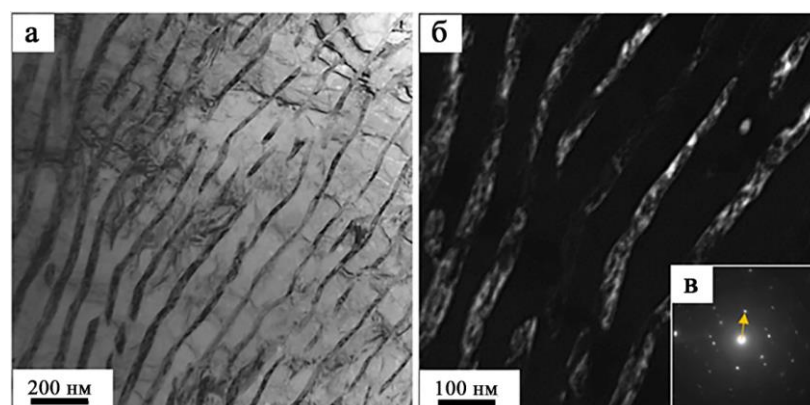


Рисунок 3.21 – Фрагментированная субструктура пластин цементита; а – светлое поле; б – темное поле (рефлекс $[031]\text{Fe}_3\text{C}$); в – микроэлектронограмма, стрелкой указан рефлекс $[031]\text{Fe}_3\text{C}$

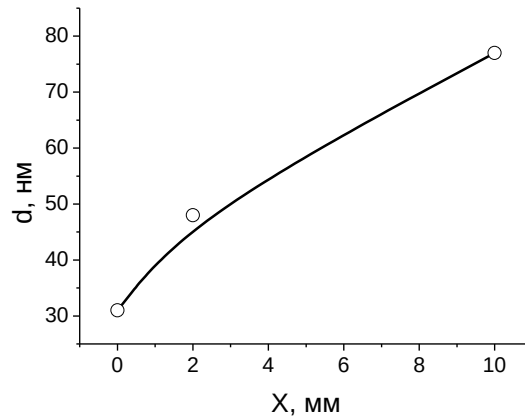


Рисунок 3.22 – Зависимость продольных размеров фрагментов пластин цементита от расстояния от поверхности выкружки

Наличие контуров экстинкции при изгибе, которые можно четко идентифицировать на электронно-микроскопических снимках структуры тонких фольг, служит четким индикатором явлений кривизны-кручения, присутствующих в анализируемом материале [57,130, 131]. Отмечено, что изгибные контуры проявляются как в ферритных пластинах, так и в пластинах цементита. Контур, который мы назовем контуром типа 1 и который хорошо виден в ферритных пластинах, может проходить по всему зерну перлита, начинаясь на одной границе и заканчиваясь на противоположном краю (рисунок 3.23, а). В данном конкретном сценарии возникновение эффектов кривизны-кручения в материале можно объяснить границами раздела между отдельными зернами или колониями перлита. Альтернативным проявлением, наблюдаемым в исследуемой стали, являются контуры, которые мы будем называть контурами типа 2, расположенные внутри единственной ферритовой пластины. В данном случае источником кривизны-кручения материала обусловлены границы раздела между пластинами феррита и цементита (рисунок 3.23, б) [17,18,57].

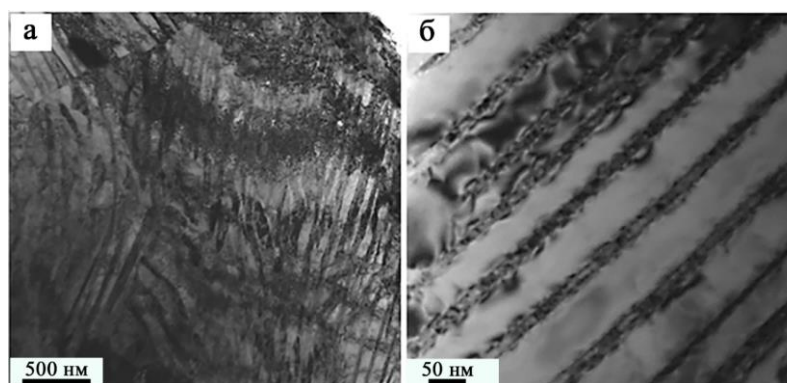


Рисунок 3.23 – Электронно-микроскопические изображения структуры рельсовой стали, демонстрирующие изгибные контуры экстинкции в пластинах феррита

Оценка средней толщины, которая относится к поперечным размерам контуров, а также количественное определение количества контуров на единицу площади фольги использовались в качестве основных характеристик для оценки степени изгиба-кручения. Проведя тщательный анализ результатов исследований, показанных на рисунке 3.24, можно увидеть, что средние поперечные размеры обеих категорий контуров экстинкций немонотонно изменяются по мере удаления от поверхностного слоя выкружки. Минимальные значения достигаются на глубине около 2 мм. Учитывая устоявшиеся принципы, подчеркивающие обратную пропорциональность поперечных размеров этих контуров и величины внутренних напряжений, действующих в материале, что подтверждается ссылками [57, 130, 131], разумно утверждать, что подповерхностный слой рельсового металла, а именно слой, расположенный на расстоянии около 2 мм от поверхности выкружки, испытывает самые высокие уровни напряжения. В то же время можно отметить, что амплитуда напряжений, возникающих на межфазной границе, представляющей собой границу между пластинами цементита и феррита, значительно превышает амплитуду напряжений, возникающих на внутрифазных границах, очерчивающих границы зерен перлита в структуре материала [57].

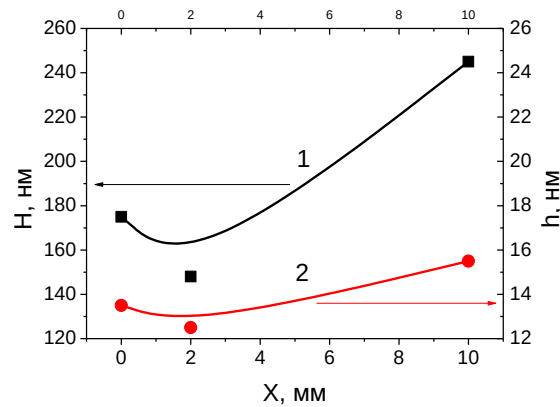


Рисунок 3.24 – Зависимость поперечных размеров изгибных контуров экстинкции типа 1 (кривая 1) и типа 2 (кривая 2) от расстояния от поверхности выкружки

Градиент удельной плотности контуров (в частности, количество контуров экстинкции, наблюдаемых на единицу площади фольги (рис. 3.25)), ясно указывает на значительную и выраженную зависимость от пространственного расстояния между плотностями, характерными для контуров второго типа. Это явление, которое, как ни странно, достигает своего пика или максимального значения именно в поверхностном слое выкружки, где присутствуют концентраторы напряжений.

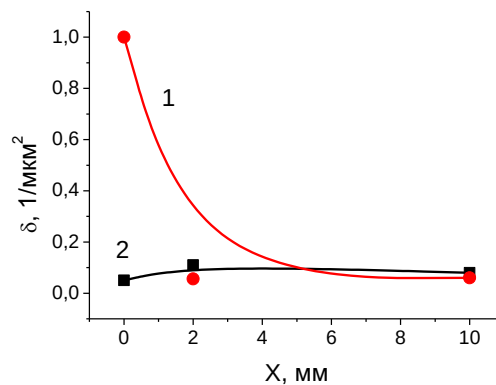


Рисунок 3.25 – Зависимость количества контуров типа 1 (кривая 2) и типа 2 (кривая 1), приходящихся на единицу площади фольги, от расстояния от поверхности выкружки

На рисунке 3.26 показано, что их значительно меньше в пластинах цементита. Поперечные размеры таких контуров практически изменяются в пределах (8-13) нм.

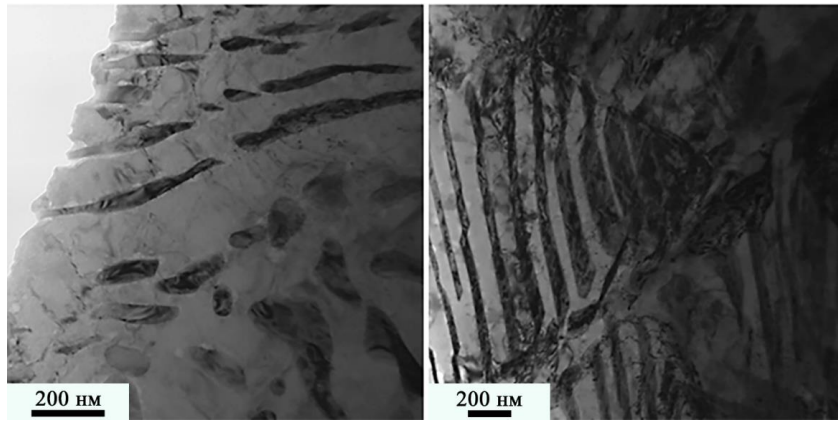
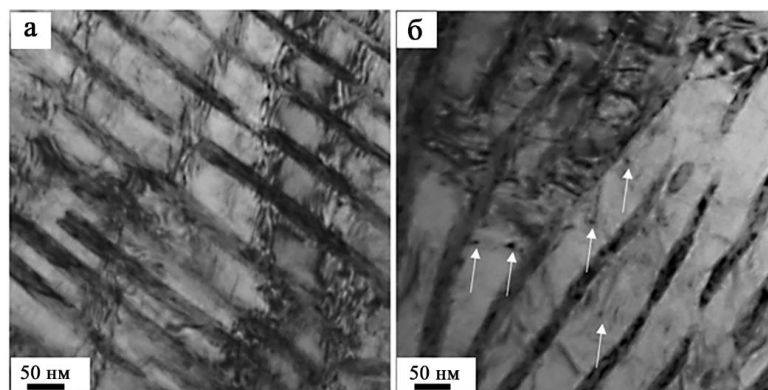


Рисунок 3.26 – Электронно-микроскопические изображения структуры рельсовой стали, демонстрирующие изгибные контуры экстинкции в пластинах цементита

Как ранее отмечалось [57], что термомеханическое знакопеременное явление, действующее на рельсовый металл на этапе его эксплуатации, неизменно связано с деградацией и, в конечном итоге, разрушением цементитных пластин, находящихся в колониях перлита.

На рисунке 3.27 можно увидеть снимки с помощью электронной микроскопии, на которых подробно показана сложная структура слоя металлического рельса на расстоянии 2 мм от поверхности выкружки. Можно заметить присутствие в пластинах феррита округлых карбидных частиц (частицы указаны стрелками).



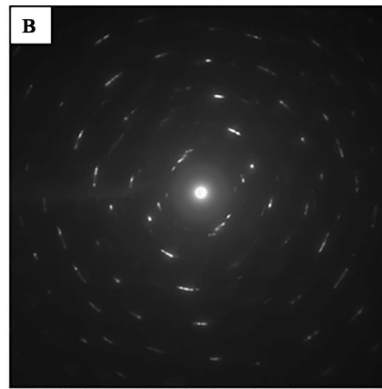
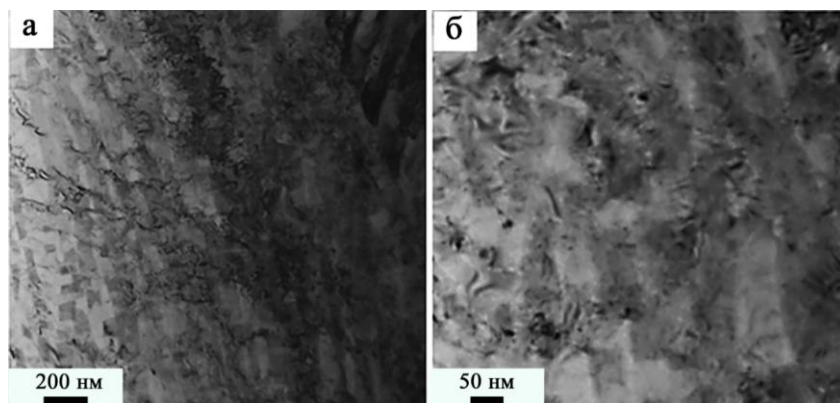


Рисунок 3.27 – Электронно-микроскопические изображения структуры рельсовой стали в слое на глубине 2 мм; а, б – светлопольные изображения; в – микроэлектронограмма к (а). Стрелками указаны частицы цементита округлой формы, расположенные в объеме пластин феррита

Результаты, подробно иллюстрированные на рисунке 3.28, свидетельствуют о существовании другого механизма, способствующего разрушению цементитовых пластин. Этот механизм заключается в разрезании этих пластин в результате динамического движения дислокаций, за которым затем следует перемещение полученных фрагментов в матрицу деформируемого зерна перлита [57].



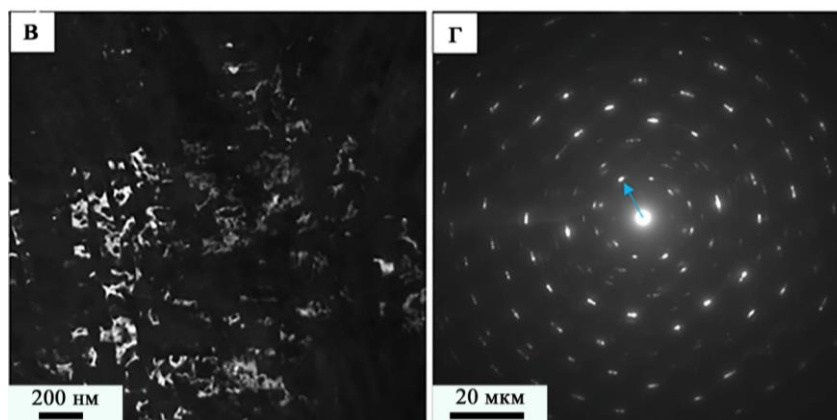


Рисунок 3.28 – ПЭМ изображения структуры поверхности; а, б – светлое поле; в – темное поле (совпадающие рефлексы $[110]\alpha\text{-Fe}$ и $[031]\text{Fe}_3\text{C}$); г – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлексы $[110]\alpha\text{-Fe}$ и $[031]\text{Fe}_3\text{C}$))

В слое на расстоянии 2 мм от поверхности выкружки, основным механизмом разрушения цементита является его растворение, после чего наблюдается высвобождение наноразмерных частиц карбида железа в окружающий объем пластин феррита, как показано на рисунке 3.27. Кроме того, следует отметить, что в поверхностном слое выкружки, наблюдаются оба механизма (рис. 3.28) [57].

В работах [17,18,57] показано, что структура на расстоянии 10 мм от поверхности контакта представлена зернами пластинчатого перлита. В пластинах феррита перлитных колоний наблюдается дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой увеличивается по мере приближения к поверхности выкружки рельс, достигая максимального значения на расстоянии 2 мм от поверхности. Установлено, что пластины феррита и цементита перлитной структуры фрагментированы. Показано, что продольные размеры фрагментов уменьшаются по мере приближения к поверхности выкружки рельс. Исследуемая сталь находится в упруго-напряженном состоянии, средние поперечные размеры экстинкционных контуров изменяются немонотонным образом по мере удаления от поверхности выкружки и достигают минимальных значений на глубине 2 мм. Следовательно, наиболее напряженным является подповерхностный слой металла рельс. При этом амплитуда напряжений, формирующихся у межфазной границы

на порядок выше амплитуды напряжений, формирующихся у внутрифазных границ [57]. Установлено, что максимальное количество концентраторов напряжений, формирующихся у межфазных границ раздела, максимально на поверхности выкружки. Выявлены два механизма разрушения пластин цементита [57]. В слое выкружки на глубине 2 мм, основным механизмом разрушения пластин цементита является механизм растворения с последующим выделением в объеме пластин феррита наноразмерных частиц карбида железа. В поверхностном слое выкружки наблюдаются оба механизма преобразования пластин цементита – растворение и разрушение путем перерезания движущимися дислокациями [17,18,57].

3.3. Сопоставление структуры металла рельсов, формирующейся в поверхностном слое выкружки и в поверхностном слое поверхности катания

В ходе исследования был проведен всесторонний анализ отдельных сегментов железнодорожной инфраструктуры с уделением особого внимания районам, непосредственно контактирующим с подвижным составом, включая как поверхность выкружки, так и поверхность катания.

Кристаллическая структура стали в ее исходном состоянии, как указывалось ранее, преимущественно характеризуется наличием зерен перлита, которые имеют преимущественно пластинчатую морфологию. Размеры зерен перлита, которые были определены с помощью передовых методов структурного анализа, таких как сканирующая просвечивающая электронная микроскопия (STEM), варьируются примерно от 1,5 до 25 мкм, как показано на рисунке 3.29, а. В отдельных случаях структурный состав стали показывает наличие глобулярных зерен перлита, которые определяются как зерна, содержащие хаотически распределенные округлые частицы цементита, а также зерна нерегулярного перлита, которые отображают разнородную смесь как пластинчатых, так и глобулярных форм частиц, как показано на рисунке 3.29, б [57].

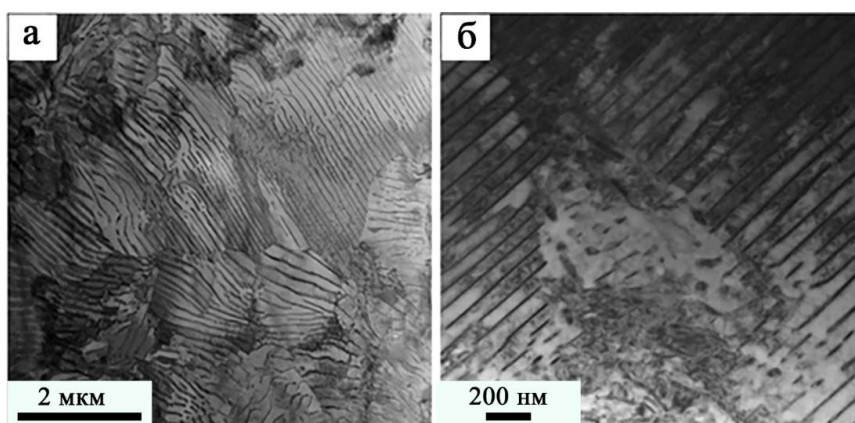


Рисунок 3.29 – Структура стали на расстоянии 10 мм от поверхности катания (методы STEM анализа (а) и ТЕМ анализа (б))

Размеры фрагментов пластин цементита составляют 10 – 12 нм, как показано на рисунке 3.30.

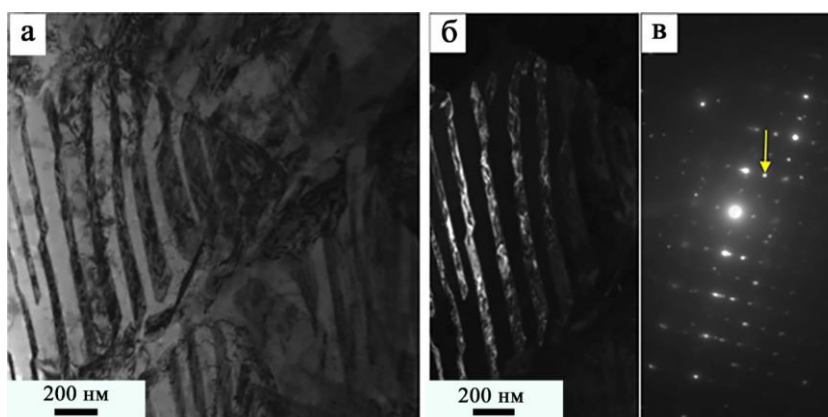


Рисунок 3.30 – Структура металла рельс на расстоянии 10 мм от поверхности катания; а – светлое поле; б – темное поле (рефлекс $[221]\text{Fe}_3\text{C}$); в – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс $[221]\text{Fe}_3\text{C}$)

Продольные размеры пластин феррита изменяются от 250 нм до 500 нм (рис. 3.31) [57].

Пластины феррита, входящие в колонии перлита, содержат дислокационную субструктуру с хаотическим распределением дислокаций (рис. 3.32), скалярная плотность дислокаций которой составляет $3,3 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [17,18,57].

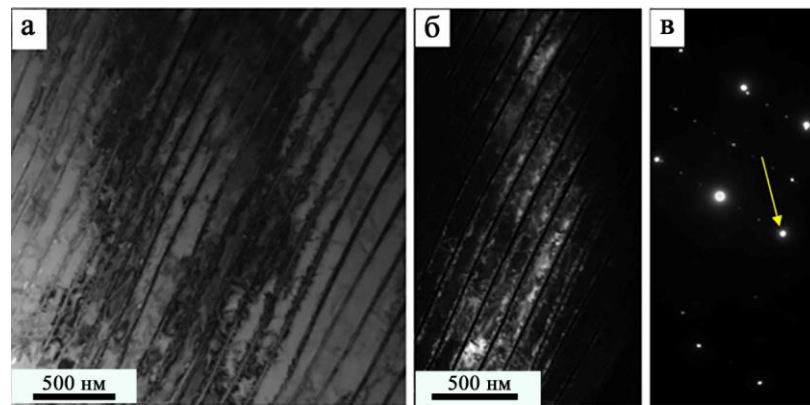


Рисунок 3.31 – Фрагментированная структура пластин феррита; а – светлое поле; б – темное поле (рефлекс $[112]\alpha\text{-Fe}$); в – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс $[112]\alpha\text{-Fe}$)

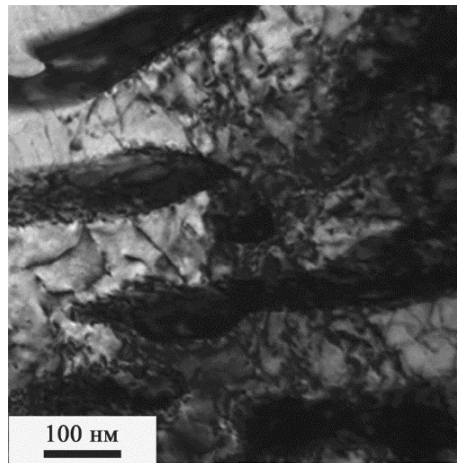


Рисунок 3.32 – Хаотически распределенная дислокационная субструктура слоя, расположенного на расстоянии 10 мм от поверхности

Наблюдается, исследуемая сталь, находится в состоянии, характеризующемся упругим напряжением. Это состояние дополнительно подтверждается наличием изгибных контуров экстинкции, которые отчетливо видны на электронных микроскопических изображениях, отражающих микроструктурные характеристики исследуемых тонких фольг. Примечательно, что эти контуры экстинкции можно идентифицировать как в ферритной фазе колоний перлита, как показано на рисунке 3.33, так и в частицах цементита, представленных на рисунке 3.34. Источниками кривизны-кручения, как уже отмечалось выше, являются внутрифазные и межфазные границы [57].

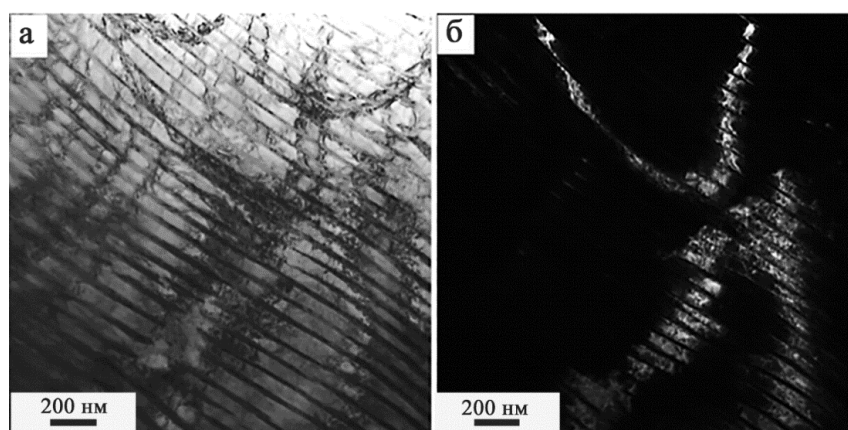


Рисунок 3.33 – Изгибные экстинкционные контуры, наблюдающиеся в структуре стали в слое на глубине 10 мм; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе $[002]\alpha\text{-Fe}$

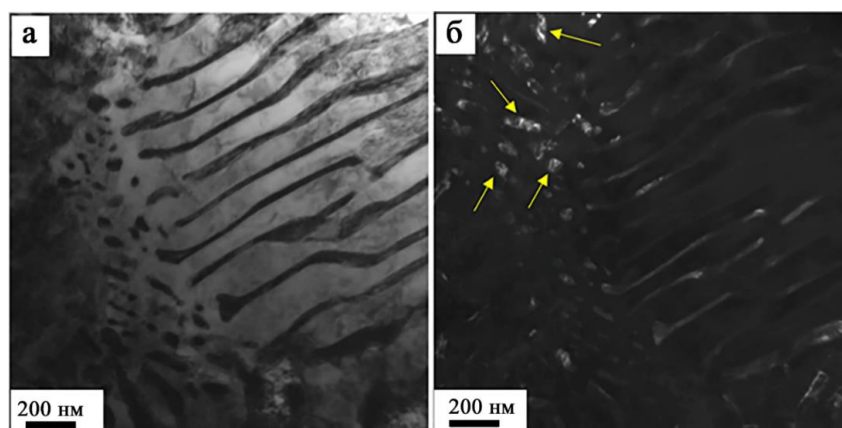


Рисунок 3.34 – Изгибные экстинкционные контуры, наблюдающиеся в частицах цементита; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе $[111]\text{Fe}_3\text{C}$

Эксплуатация рельс на железной дороге привела к значительным изменениям микроструктурных характеристик преимущественно поверхностного слоя рельсового металла, что неразрывно связано с деградацией и последующим распадом колоний перлита, ранее присутствовавших в этом слое. В то же время следует отметить, что микроструктурная конфигурация металла рельсовой стали, сложившаяся в течение срока службы в слое, составляющем поверхность катания, заметно отличается от микроструктурных характеристик металла рельса, обнаруженных в поверхностном слое выкружки. Характерной особенностью металлической структуры поверхностного слоя поверхности катания является выраженная фрагментация и дезинтеграция ферритовых пластин, которые первоначально входили в колонии перлита, что приводит к образованию субзерен,

как показано на рисунке 3.35. Эти субзерна, представляющие собой важный аспект микроструктурной эволюции рельсового металла, имеют размеры 100-150 нм. Анализ микроэлектроннограммы на рис. 3.35б показывает, что размер субзерен небольшой.

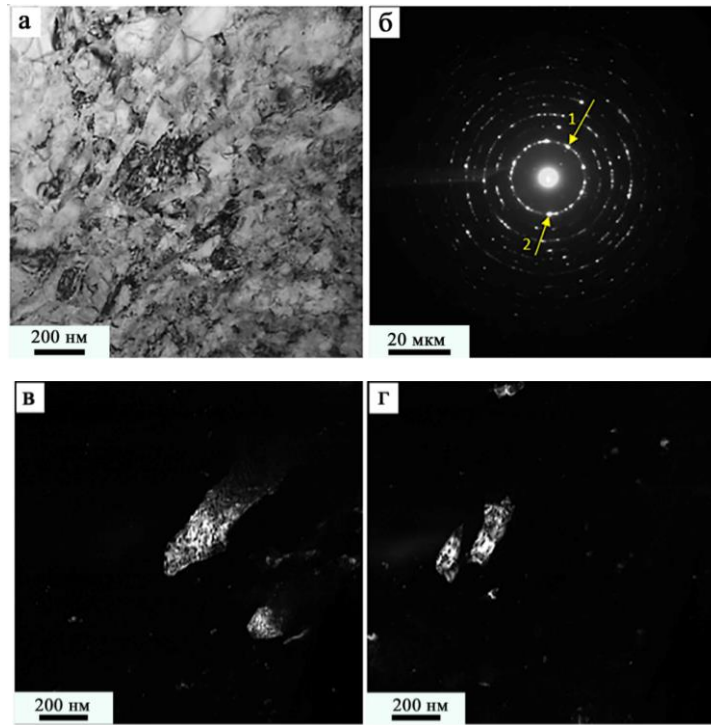


Рисунок 3.35 – ПЭМ изображения структуры поверхности катания; а – светлое поле, б – микроэлектроннограмма, в, г – темные поля, полученные в рефлексах типа $\{110\}\alpha\text{-Fe}$. Стрелками на (б) указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в), 2 – для (г)

Процесс фрагментации субструктуры неизменно сопровождается рядом сложных механических явлений, в частности изгибом-кручением металла, составляющего поверхностный слой поверхности катания рельса. Электронно-микроскопическое изображение, иллюстрирующее отличительные особенности формирующейся в результате этих процессов структуры (рис. 3.36) [57].

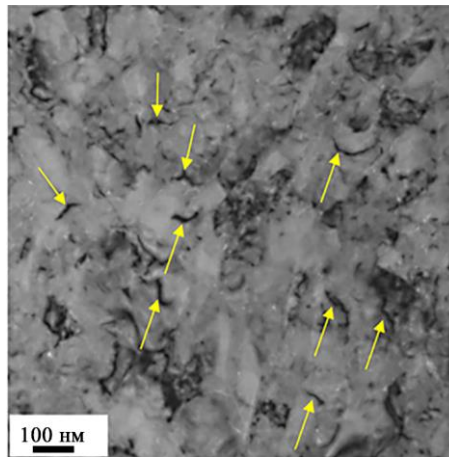


Рисунок 3.36 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности катания рельс; стрелками указаны контуры экстинкции, формирующиеся от внутрифазных и межфазных границ раздела

В поверхностном слое металла выкружки заметно отсутствие субзеренной структуры. Напротив, прямое следствие применяемых эффектов деформации в поверхностном слое металла выкружки возникают области, характеризующиеся множеством контуров экстинкции, которые имеют различную форму и ориентацию, как показано на рисунке 3.37. Микроэлектрограмма, полученная на этих конкретных участках металла выкружки, демонстрирует характеристики, характерные для крупнозернистых материалов, как показано на рисунке 3.37, б [17,18,57].

Преобразование структурных характеристик поверхностного слоя металла рельса в результате процессов деформации неизменно связано с разрушением цементитных пластин и последующим повторным появлением частиц карбидной фазы, которое происходит независимо от конкретного места исследования рельсов, будь то поверхностный слой поверхности катания, показанный на рисунке 3.38, или поверхностный слой выкружки, изображенный на рисунке 3.39. Эти частицы, имеющие округлую морфологию, в основном расположены внутри ферритовых пластин, преимущественно вдоль межфазных границ, отделяющих феррит от цементитных пластин. Наблюдается, что размеры этих новообразованных частиц колеблются в диапазоне примерно 5-7 нм [57].

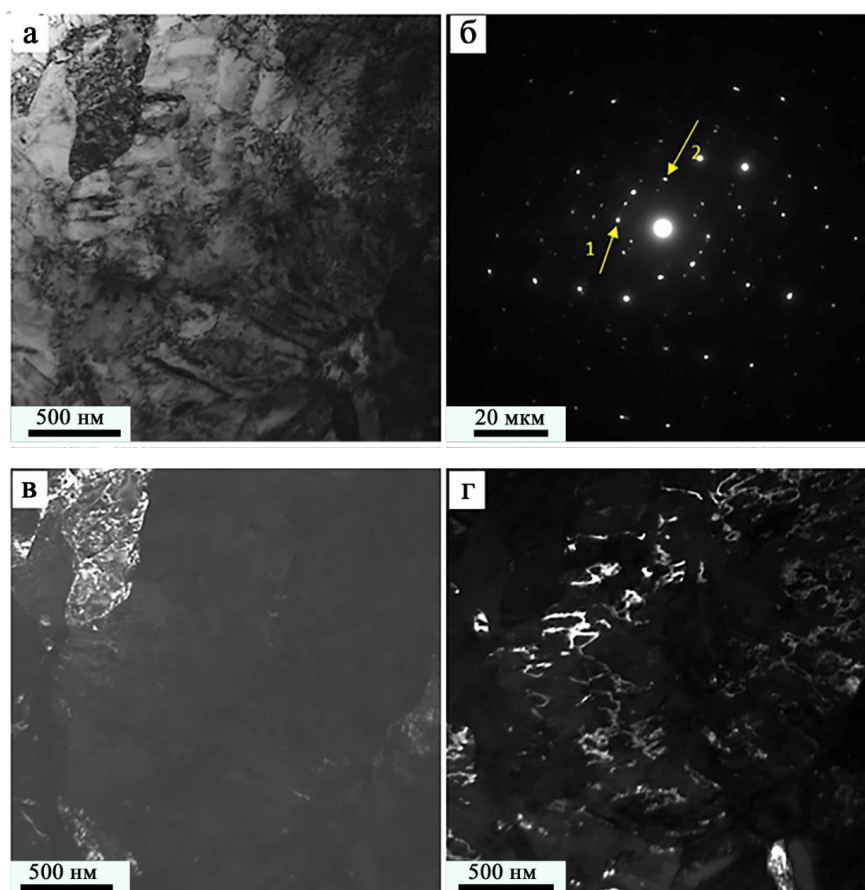


Рисунок 3.37 – ПЭМ изображения структуры поверхностного слоя выкружки; а – светлое поле, б – микроэлектронграмма, в, г – темные поля, полученные в рефлексах типа $\{110\}\alpha\text{-Fe}$. Стрелками на (б) указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в), 2 – для (г)

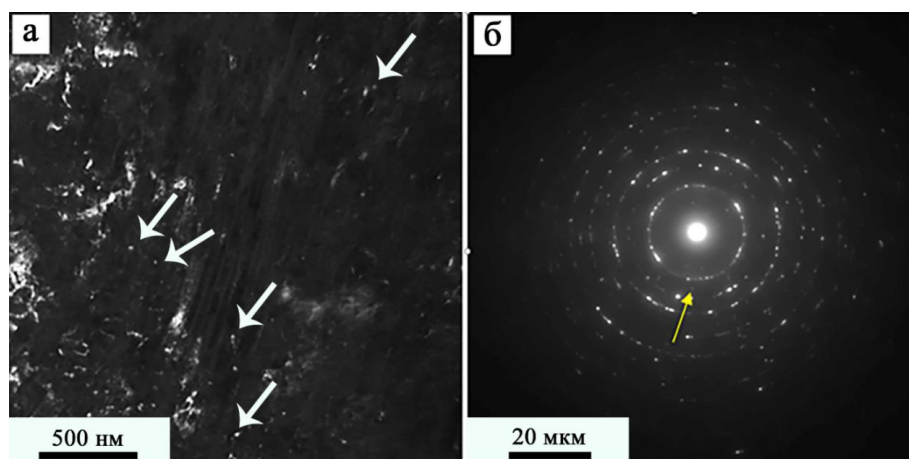


Рисунок 3.38 – ПЭМ изображения структуры поверхности катания; а – темное поле, полученное в $[122]\text{Fe}_3\text{C}$ ($[210]\text{Fe}_2\text{C}$) б – микроэлектронграмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле. На (а) стрелками указаны частицы карбидной фазы)

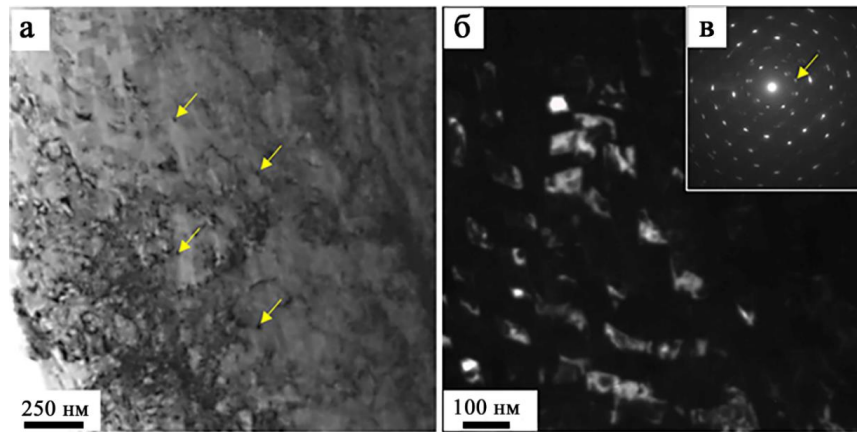


Рисунок 3.39 – ПЭМ изображения структуры поверхности выкружки; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в $[131]\text{Fe}_3\text{C}$, в – микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле. На (а) стрелками указаны частицы карбидной фазы округлой формы

Было продемонстрировано, что эксплуатация рельс вызывают значительные изменения в дислокационной субструктуре, характеризующей ферритную фазу, присутствующую в составе стали. Комплексные исследования и анализы, проведенные в этой области, показывают, что на поверхности катания и выкружке формируется сетчатая дислокационная субструктура как показано на рисунке 3.40. Скалярная плотность дислкакций составляет на поверхности катания $7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а на поверхности выкружки она составляет $4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [57].

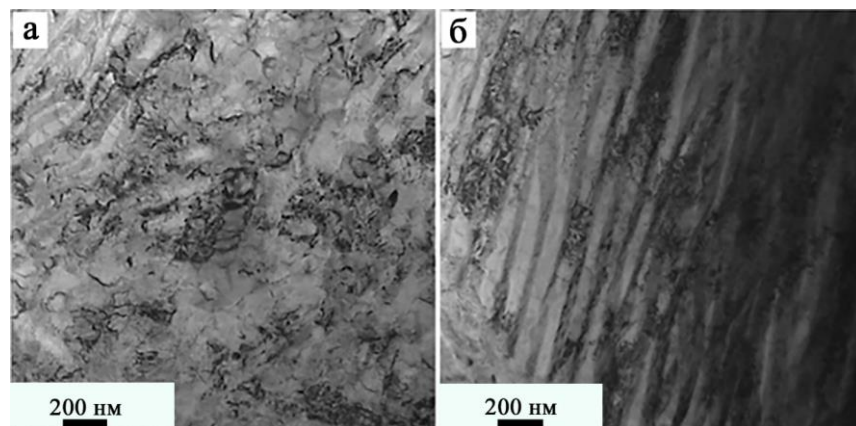


Рисунок 3.40 – Дислокационная субструктура поверхностного слоя металла поверхности катания рельс (а) и металла поверхностного слоя выкружки (б).

Таким образом, в результате сравнительного анализа структуры и фазового состава поверхностного слоя металла поверхности катания и поверхности выкружки установлено, что эксплуатация рельс на железной дороге привела к

множественным преобразованиям структуры поверхностного слоя стали, связанным с деформационным преобразованием колоний перлита [17,18,57, 129 – 131]. Характерной особенностью структуры металла поверхностного слоя поверхности катания является формирование в перлитных колониях субзеренной структуры α -фазы (твердый раствор на основе ОЦК железа) с размерами субзерен (100-150) нм. В поверхностном слое металла выкружки субзеренная структура не формируется. Наблюдаются области, характеризующиеся наличием большого количества изгибных экстинкционных контуров разнообразной формы, указывающие на высокий уровень кривизны-кручения материала. Обнаружено, что разрушение пластин цементита сопровождается образованием наноразмерных (5-7 нм) частиц округлой формы, расположенных в объеме пластин феррита преимущественно вдоль межфазных границ раздела пластин феррита и цементита. Показано, что эксплуатация рельс приводит к повсеместному формированию в поверхностном слое стали сетчатой дислокационной субструктуры. Скалярная плотность дислокаций формирующейся дислокационной субструктуры поверхностного слоя металла поверхности катания $\langle \rho \rangle = 7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; для поверхностного слоя выкружки ниже: $\langle \rho \rangle = 4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [17,18,57, 129 – 131].

3.4. Механизмы разрушения цементита перлитной стали в условиях знакопеременной нагрузки

Ряд научных статей, тщательно проанализированных в монографиях [130, 131] показывает, что явление деформации, оказывающее влияние на микроструктурное строение перлита, характеризующееся его пластинчатой морфологией, особенно при повышенных уровнях деформации, неизменно связано с распадом цементитных пластин, являющихся неотъемлемыми компонентами общей структуры. Обсуждается в основном два механизма, которые, как предполагается, ответственны за этот наблюдаемый эффект. Первый из этих механизмов связан с растворением цементита — процессом высвобождения атомов углерода в дислокационные ядра, что впоследствии

облегчает миграцию этих атомов углерода внутрь ферритных пластин и тем самым изменяет их структурную целостность. Обоснование, подтверждающее правдоподобность этого конкретного механизма разрушения цементита, основано на сравнительном анализе энергий связи, демонстрирующем, что энергия, необходимая для связывания атомов углерода в дислокациях, превышает энергию, необходимую для связывания этих же атомов в кристаллической решетке цементита [57, 129 – 131, 144]. Эмпирические исследования, проведенные в настоящем исследовании, окончательно подтвердили существование этого механизма разрушения цементита в конкретном составе исследуемой стали, что позволило получить ценную информацию в этой области.

Характерное изображение формирующейся при реализации рассмотренного механизма структуры представлено на рис. 3.41, а.

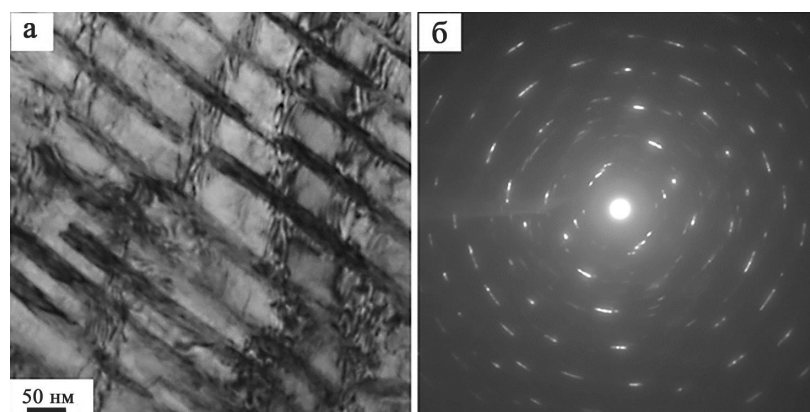


Рисунок 3.41 – Электронно-микроскопическое изображение структуры рельсовой стали в слое на глубине 2 мм; а – светлое поле; б – микроэлектронограмма к (а)

Пластины цементита отчетливо переплетаются с дислокациями, что, следовательно, приводит к значительному размытию контраста, наблюдаемого на межфазной границе, которая служит для разделения цементитных и ферритовых пластин в структуре материала. На микроэлектронограмме, полученной с данного участка фольги, изображенной на рисунке 3.41, б, видно заметное азимутальное искажение рефлексов, связанных с фазами феррита и цементита, что указывает на наличие сложно дезориентированной субструктуры, образовавшейся в результате этих взаимодействий. Процесс миграции атомов углерода в объем ферритных пластин происходит одновременно с появлением наноразмерных частиц,

составляющих карбидную фазу, как показано на рисунке 3.42. Эти новообразованные частицы характеризуются глобулярной или округлой морфологией с размерами 5 – 8 нм [17,18,57, 129 – 131].

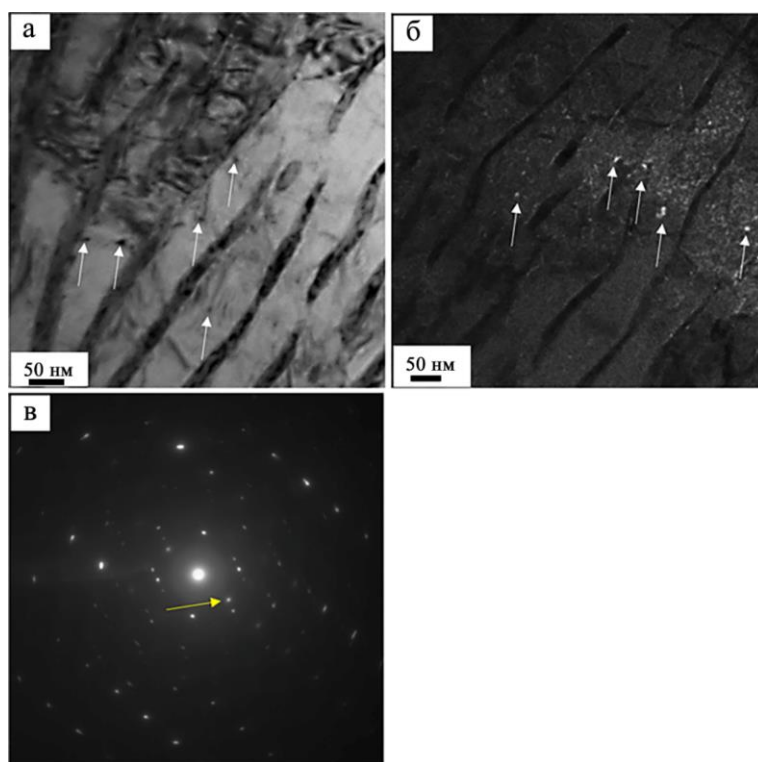


Рисунок 3.42 – ПЭМ изображения структуры на глубине 2 мм; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в совпадающих рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe}$ и $[031]\text{Fe}_3\text{C}$; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс $[110]\alpha\text{-Fe}$ и $[031]\text{Fe}_3\text{C}$). На (а) и (б) стрелками указаны частицы третичного цементита

Второй механизм, который часто является предметом научных дискуссий и анализа в области материаловедения, связан со сложным процессом разрезания цементита движущимися дислокациями, что впоследствии приводит к перемещению фрагментированных материалов в деформируемую структуру зерен перлита. Изображение, отражающее характерную конфигурацию микроструктуры перлита, которая обычно образуется в рельсовой стали во время работы этого конкретного механизма (рис. 3.43) [57].

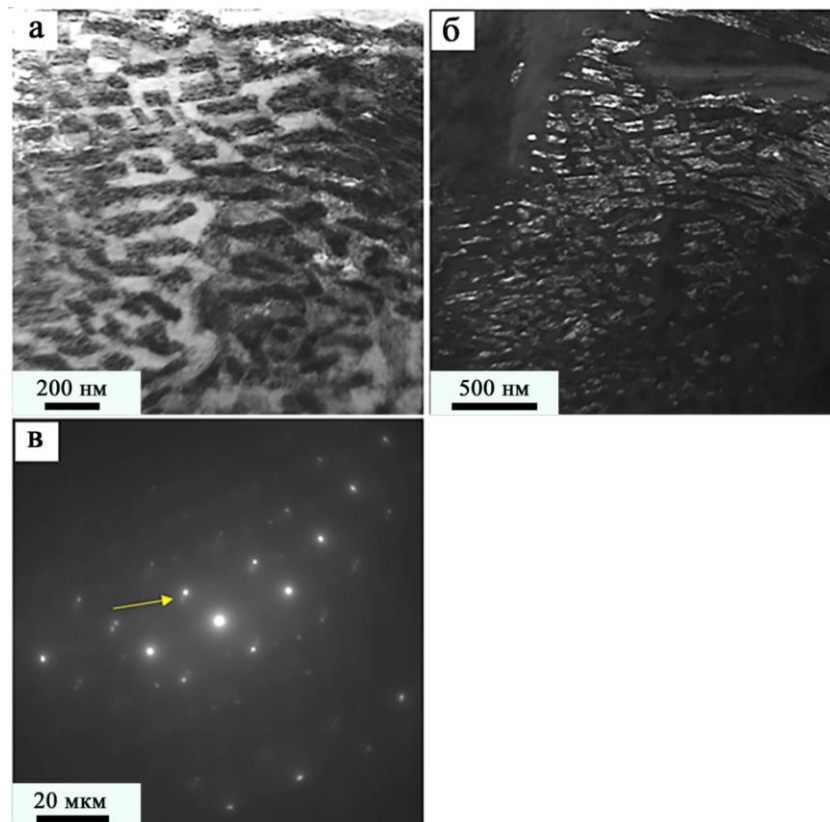


Рисунок 3.43 – ПЭМ изображения структуры поверхности рельсовой стали; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в совпадающих рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe}$ и $[211]\text{Fe}_3\text{C}$; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс $[110]\alpha\text{-Fe}$ и $[211]\text{Fe}_3\text{C}$)

С точки зрения микроструктуры можно заметить, что пластинчатые частицы цементита хаотически распределяются по всему объему отдельного зерна. Продольные размеры этих частиц цементита чрезвычайно изменчивы от 20 нм до 160 нм.

Комплексные исследования, показали, что в слое рельсового металла, независимо от его конкретного местоположения (выкружка или поверхность катания) на глубине 2 мм, основным механизмом разрушения цементитных пластин является механизм растворения, за которым следует выделение наноразмерных частиц карбида железа в объем ферритовых пластин. Это явление показано на рисунках 3.41 и 3.42. Кроме того, уместно отметить, что в поверхностном слое рельсового металла одновременно наблюдаются оба механизма трансформации цементитных пластин [57]. К ним относятся как

вышеупомянутый процесс растворения, так и разрушающий механизм, вызванный режущим действием движущихся дислокаций (рисунок 3.43).

Таким образом, выполненные исследования структуры рельсовой стали заэвтектоидного состава, подвергнутой эксплуатации на железной дороге, позволили выявить два механизма разрушения пластин цементита перлитных колоний: (1) растворение пластин, с (2) разрезание движущимися дислокациями. На глубине 2 мм, основным механизмом разрушения пластин цементита является механизм растворения с последующим выделением в объеме пластин феррита наноразмерных частиц карбида железа. В поверхностном слое металла рельс реализуются оба механизма преобразования пластин цементита – растворение и разрушение путем перерезания движущимися дислокациями [57].

Микротвердость стали оценивалась на поверхности образца на расстоянии в 2 мм и 10 мм от поверхностного слоя. Результаты этого исследования, показанные на рисунке 3.47 в виде кривых 1 и 3, показывают, что в исходном состоянии стали (состояние перед эксплуатацией) микротвердость имеет тенденцию к увеличению значений по мере постепенного удаления от непосредственной поверхности образца независимо от того, проводится ли измерение вдоль оси выкружки или поверхности катания. После эксплуатационного использования рельсов микротвердость стали в слое, составляющем поверхность рельса, заметно и значительно возросла, о чем свидетельствуют данные, представленные на рисунке 3.47, в частности кривые 2 и 4. Это выраженное изменение микротвердости становится особенно очевидным при анализе образца вдоль оси симметрии, соответствующей поверхности катания. Это явление наглядно показано на рисунке 3.44 в виде кривой 4 [57].

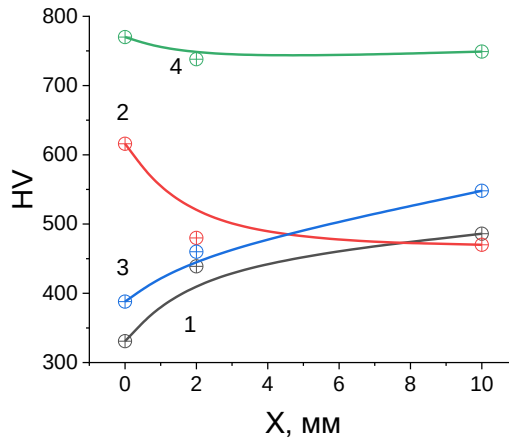


Рисунок 3.44 – Зависимость микротвердости от расстояния до поверхности; кривые 1 и 2 – испытания выполнены вдоль радиуса скругления выкружки; кривые 3 и 4 – испытания выполнены вдоль оси симметрии поверхности катания; кривые 1 и 3 – сталь в состоянии поставки; кривые 2 и 4 – сталь после эксплуатации

Результаты серии трибологических испытаний, которые проводились на заэвтектоидной рельсовой стали, подробно описаны в таблице 3.1, показали заметное различие в трибологических характеристиках поверхностного слоя и нижележащего металлического слоя рельса, расположенного на глубине около 10 мм. В частности, было показано, что эксплуатационное использование заэвтектоидных рельсов приводит к значительному снижению параметра износа, что можно интерпретировать как значительное повышение износостойкости, количественно выраженное в увеличении примерно в три раза. Кроме того, наблюдается заметное снижение коэффициента трения, который, уменьшился примерно в 1,2 раза при оценке поверхностного слоя стали по сравнению с его исходным состоянием до начала эксплуатации [17,18,57, 129 – 131].

Таблица 3.1 – Трибологические характеристики стали заэвтектоидного состава в исходном состоянии и после эксплуатации. Поверхность катания.

Маркировка	Расстояние	$k, 10^{-6}, \text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$	μ
Исходное состояние	Поверхность	7.7	0.43
	Средина образца	1.4	0,6
После эксплуатации	Поверхность	2.5	0.35
	Средина образца	2.3	0.66

Примечание: k – параметр износа (величина, обратно пропорциональная износостойкости стали); μ – коэффициент трения

Заклучение по главе 3

1. Установлено, что исследуемая рельсовая сталь заэвтектоидного состава в исходном состоянии (в слое, расположенном на глубине 10 мм от поверхности рельс) имеет преимущественно структуру перлита пластинчатой морфологии с размером зерен (1,5-25) мкм. Установлено, что пластины феррита и цементита перлитных колоний фрагментированы. Показано, что в пластинах феррита присутствует дислокационная субструктура с хаотически распределенными дислокациями ($\langle \rho \rangle = 3,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и дислокациями, формирующими сетки ($\langle \rho \rangle = 5,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Установлено, что исследуемая сталь находится в упруго-напряженном состоянии. Источниками полей напряжений являются границы раздела зерен перлита (внутрифазные границы) и границы раздела пластин феррита и цементита (межфазные границы). Показано, что наиболее напряженными участками перлитной структуры исследуемой стали являются торцы пластин цементита, обрывающиеся в объеме перлитной колонии [57, 129 – 131].

2. Показано, что эксплуатация рельсов на железной дороге привела к множественным преобразованиям структуры перлитной составляющей стали. Выявлены два механизма разрушения пластин цементита перлитных колоний: (1) растворение пластин с уходом атомов углерода на движущиеся дислокации с

последующим образованием наноразмерных (5-7 нм) частиц цементита округлой формы, и (2) разрезание пластин цементита движущимися дислокациями. На глубине 2 мм, основным механизмом разрушения пластин цементита является механизм растворения с последующим выделением в объеме пластин феррита наноразмерных частиц карбида железа. В поверхностном слое металла рельс реализуются оба механизма преобразования пластин цементита – растворение и разрушение путем перерезания движущимися дислокациями. Установлено, что эксплуатация рельс приводит к формированию в поверхностном слое металла рельс сетчатой дислокационной субструктуры, величина скалярной плотности дислокаций которой в ≈ 2 раза превышает величину скалярной плотности дислокаций слоя, расположенного на глубине 10 мм [17,18,57, 129 – 131].

3. При анализе градиента дефектной субструктуры показано, что по мере приближения к поверхности (1) скалярная плотность дислокаций увеличивается, достигая максимального значения на расстоянии 2 мм от поверхности; (2) продольные размеры фрагментов пластин феррита уменьшаются; (3) средние поперечные размеры экстинкционных контуров уменьшаются, достигая минимальных значений на глубине 2 мм. При этом амплитуда напряжений, формирующихся у межфазной границы на порядок выше амплитуды напряжений, формирующихся у внутрифазных границ; максимальное количество концентраторов напряжений, формирующихся у межфазных границ раздела, выявлено в поверхностном слое рельс [57].

4. Установлено, что характерной особенностью структуры металла поверхностного слоя поверхности катания является формирование субзеренной структуры α -фазы (твердый раствор на основе ОЦК железа) с размерами субзерен (100-150) нм. В поверхностном слое металла выкружки субзеренная структура не формируется. Показано, что скалярная плотность дислокаций поверхности катания составляет $\langle \rho \rangle = 7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а для выкружки ниже: $\langle \rho \rangle = 4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

5. Микротвердость поверхности рельсов почти в ≈ 2 раза возрастает по сравнению с исходным состоянием. Показано, что эксплуатация рельс заэвтектоидного состава приводит к существенному снижению параметра износа

(в ≈ 3 раза) и коэффициента трения (в $\approx 1,2$ раза) поверхностного слоя стали относительно исходного состояния [57].

ГЛАВА 4 СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ДЛИННОМЕРНЫХ РЕЛЬСОВ ПО РАДИУСУ СКРУГЛЕНИЯ ВЫКРУЖКИ ГОЛОВКИ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В настоящей главе основное внимание уделено количественным изменениям фазового состава, тонкой структуры, внутренним напряжениям, а также упрочнению этой стали на различных расстояниях от поверхности контакта «колесо – рельс». Эти результаты опубликованы в статьях [145 – 149] и обобщены в монографиях [17,18,50,57].

4.1. Эволюция морфологических составляющих структуры и фазового состава заэвтектоидной стали вдоль радиуса скругления выкружки после длительной эксплуатации

Детально выполненные методом просвечивающей электронной микроскопии исследования показали, что в исходном состоянии (10 мм от поверхности контакта) структура стали – это в основном перлит, различный по морфологии, а именно, по форме частиц цементита, их взаимному расположению и размерам перлитные зерна или отдельные колонии можно разделить на четыре морфологических составляющих [17,57].

Первая морфологическая составляющая – тонкопластинчатый перлит [145]. ПЭМ-изображение данной морфологической составляющей представлено на рисунке 4.1, а. Видно, что частицы цементита имеют пластинчатую форму и расположены практически параллельно относительно друг друга. Средняя ширина пластин цементита составляет 20 нм, расстояние между пластинами цементита (ширина пластин α -фазы) – 95 нм. Объемная доля пластинчатого перлита в материале составляет 40 %, а объемная доля цементита внутри данной морфологической составляющей – 12 % [17].

Второй морфологической составляющей является пластинчатый перлит с фрагментами (рис 4.1 б). Видно, что структура перлитных колоний сохраняется, но наблюдается образование достаточно четких дислокационных стенок,

ориентированных поперек направления пластин α -фазы (пластин феррита) – дислокационных фрагментов [146]. Образовавшиеся фрагменты имеют четко выраженную анизотропную форму, удлиненную вдоль пластин цементита [17].

Ширина фрагментов равна расстоянию между пластинами цементита в пластинчатом перлите, длина ограничена четкими дислокационными стенками, ориентированными поперек направления пластин α -фазы. С боковых сторон фрагменты ограничены пластинчатыми выделениями цементита размером 20×240 нм. Средний размер фрагментов составляет величину 95×465 нм. Объемная доля фрагментированного перлита составляет 20 %, объемная доля прослоек цементита – 5.2 %. Мелкие частицы ($\sim 5 \times 15$ нм) с объемной долей – лишь 0.2 % [17] выявлены внутри фрагментов.

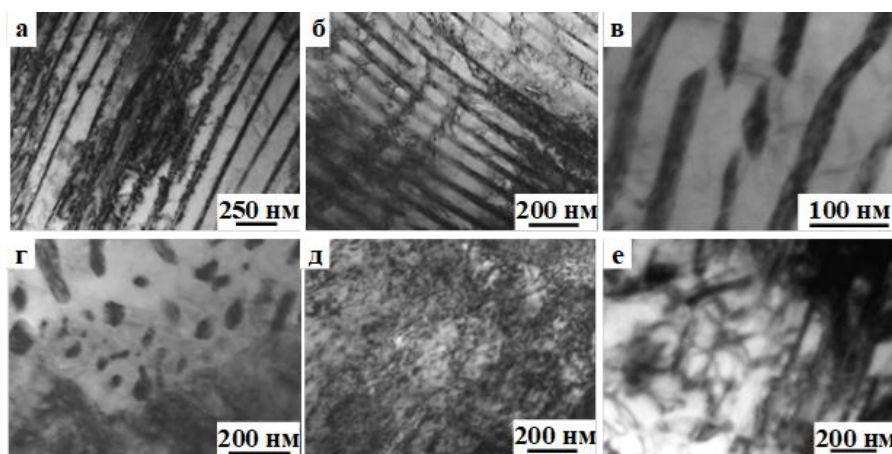


Рисунок 4.1 – ПЭМ-изображения морфологических составляющих структуры по радиусу скругления головки рельса: а – пластинчатый не разрушенный перлит; б – фрагментированный пластинчатый перлит; в – разрушенный пластинчатый перлит; г – глобулярный перлит; д – феррито-карбидная смесь; е – субзеренная структура

Разрушенный пластинчатый перлит [17,57, 145] является третьей морфологической составляющей (рис. 4.1, в). Структура перлитных колоний в таком перлите, тем не менее, сохраняется. Доля разрушенного пластинчатого перлита не превышает 35 %. Средний размер частиц – 20×300 нм, а их объемная доля в данной морфологической составляющей – 6.4 %.

Четвертая морфологическая составляющая – отдельно расположенные зерна глобулярного перлита. ПЭМ-изображение этой морфологической составляющей приведено на рис. 4.1, г. Объемная доля его не велика и составляет в объеме материала лишь 3 %.

Кроме того, в структуре присутствует еще одна морфологическая составляющая – участки структуры с полностью разрушенными колониями перлита (рис. 4.1, д). Объемная доля данной структуры в материале составляет лишь 2 %. Как видно из рис. 4.1, д, внутри данной морфологической составляющей присутствуют мелкие частицы пластинчатой формы. Проведенный дифракционный анализ [145] показал, что присутствующие частицы являются частицами цементита. Средний размер частиц составляет 10×25 нм, а их объемная доля в данной морфологической составляющей – 1.6 % [17,57, 145 – 149].

Таким образом, на расстоянии 10 мм от поверхности контакта по радиусу скругления головки рельса («выкружка») структура стали после длительной эксплуатации представлена пятью морфологическими составляющими, а именно: 1) пластинчатым (практически идеальным) перлитом; 2) фрагментированным пластинчатым перлитом; 3) разрушенным пластинчатым перлитом; 4) глобулярным перлитом и 5) полностью разрушенной структурой.

По мере приближения к поверхности контакта структура стали изменяется – претерпевает все большую пластическую деформацию. Хотя на расстоянии 2 мм от поверхности качественная картина не изменяется, т.е. по-прежнему морфологическими составляющими структуры остаются перлит (пластинчатый, фрагментированный, разрушенный и глобулярный) и полностью разрушенная структура, однако количественные параметры изменяются. В пластинчатом не разрушенном перлите прямые, параллельные друг другу пластины цементита разрезаются дислокационным скольжением до отдельных частей различной величины, которые могут искривляться и смещаться на значительные расстояния. Исходный пластинчатый не разрушенный перлит постепенно превращается в разрушенный. Объемная доля пластинчатого не разрушенного перлита

уменьшается. Это хорошо видно как на рис. 4.2 (кривая 1), так и в табл. 4.1 [17,57, 145 – 149].

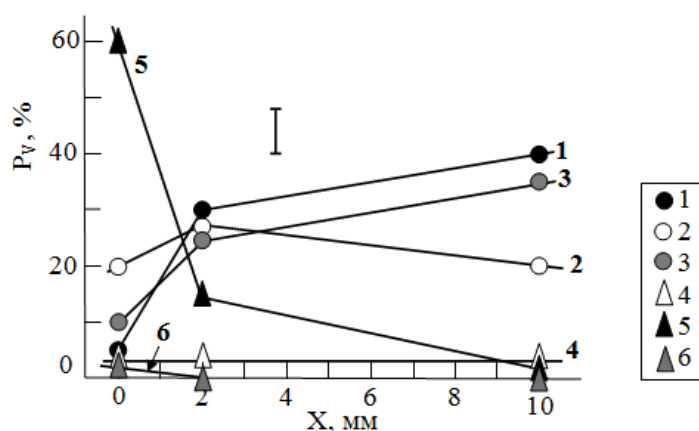


Рисунок 4.2 – Изменение объемных долей морфологических составляющих по радиусу скругления головки рельса («выкружка») при удалении от поверхности катания: 1 – пластинчатый перлит, 2 – фрагментированный перлит, 3 – разрушенный перлит, 4 – глобулярный перлит, 5 – феррито-карбидная смесь, 6 – субзеренная структура

Таблица 4.1. – Количественные параметры фазового состава стали на различных расстояниях от поверхности контакта по радиусу скругления головки рельса («выкружка»)

Параметры		Перлит				Феррито - карбидн ая смесь	Субзере нная структу ра
		пласт инчат ый	фрагме нтиров анный	разруш енный	глобул ярный		
10 мм от поверхности головки рельса							
Об. доля		40%	20%	35%	3%	2%	0
Размер фрагментов (субзерен), нм		—	95×465	—	—	—	—
Fe ₃ C (на границах)	размер, нм	—	20×240	—	—	—	—
	об. доля	—	5.2%	—	—	—	—
Fe ₃ C (внутри)	размер, нм	20	5×15	20×300	100	10×25	—
	об. доля	12.0%	0.2%	6.4%	6.5%	1.6%	—

Продолжение таблицы 4.1

2 мм от поверхности головки рельса							
Об. доля		30%	27%	25%	3%	15%	0
Размер фрагментов (субзерен), нм		—	95×255	—	—	—	—
Fe ₃ C (на границах)	размер, нм	—	20×165	—	—	—	—
	об. доля	—	1.8%	—	—	—	—
Fe ₃ C (внутри)	размер, нм	20	5×20	20×200	90	8×35	—
	об. доля	12.0%	0.2	2.1%	4.1%	1.0%	—
Поверхность головки рельса							
Об. доля		5%	20%	10%	3%	60%	2%
Размер фрагментов (субзерен), нм		—	80×125	—	—	—	90
Fe ₃ C (на границах)	размер, нм	—	15×95	—	—	—	5×35
	об. доля	—	0.7%	—	—	—	0.05%
Fe ₃ C (внутри)	размер, нм	15	5×15	20×110	45	8×30	—
	об. доля	12.0%	0.1	1.2%	2.3%	0.4%	0
Fe ₃ C (в стыках субзерен)	размер, нм	—	—	—	—	—	20
	об. доля	—	—	—	—	—	0.15%

Одновременно происходит интенсивное формирование и совершенствование фрагментированной структуры (рисунок 4.1, б): во-первых, из разрезаемых пластин цементита в колониях пластинчатого перлита наиболее мелкие частицы выносятся дислокациями на границы и в объем формирующихся фрагментов, что приводит к увеличению объемной доли фрагментированной структуры. Во-вторых, в уже сформированных фрагментах поперек пластин α -фазы происходит образование новых дислокационных стенок. Продольный размер фрагментов уменьшается (рисунок 4.3) [17,57, 145 – 149].

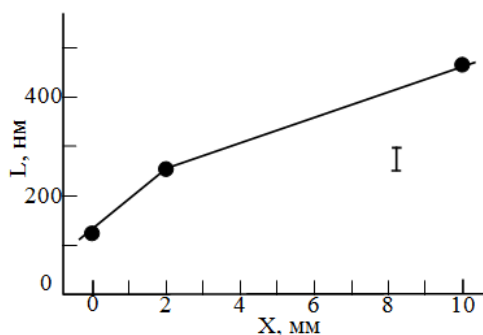


Рисунок 4.3 – Изменение продольного размера фрагментов (L) по радиусу скругления головки рельса («выкружка») при удалении от поверхности контакта «колесо – рельс»

Эти оба процесса приводят, с одной стороны, к увеличению в материале объемной доли фрагментированной структуры (рисунок 4.2, кривая 2), а с другой стороны – к уменьшению среднего размера и объемной доли частиц цементита на границах фрагментов (таблица 4.1). При этом форма частиц, расположенных в теле фрагментов, их размеры и объемная доля не изменяются (таблица 4.1).

Как отмечалось выше, на расстоянии 2 мм от поверхности разрушенный перлит (рисунок 4.1, в) сохраняется, хотя и он претерпел серьезные изменения. Известно, что разрушение цементита – это результат интенсивной пластической деформации, накапливаемой материалом рельса в результате длительной эксплуатации. Известно также, что разрушение цементита преимущественно протекает по двум основным механизмам [116, 146]. Первый механизм – механизм «растворения», согласно которому атомы углерода выходят из кристаллической решетки цементита в ядра дислокаций с последующим выносом их в объем пластин α -фазы (феррита), где затем происходит образование наноразмерных частиц карбидной фазы глобулярной формы. Возможность протекания данного механизма обусловлена тем, что энергия связи атомов углерода с дислокациями феррита (0.75 эВ) выше энергии связи атомов углерода в кристаллической решетке цементита (0.40-0.42 эВ) [148]. Действие данного механизма хорошо демонстрирует рисунок 4.4 – на темнопольном изображении,

полученном в рефлексе цемента, на дислокациях присутствуют наноразмерные частицы глобулярной формы [17,57].

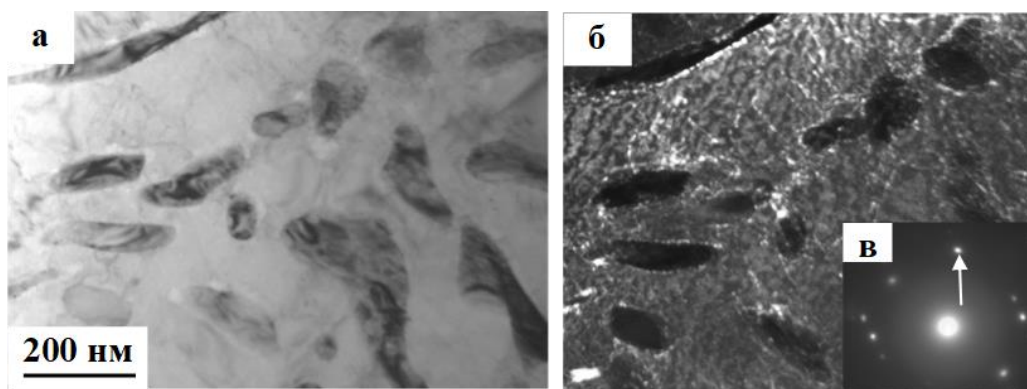


Рисунок 4.4 – ПЭМ-изображения, демонстрирующие механизм «растворения» цемента (2 мм от поверхности выкружки по радиусу скругления): а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение, полученное в рефлексе цемента [031], отмеченного на микродифракционной картине (в) белой стрелкой.

Действие второго механизма – разрезания цемента дислокациями приведено на рисунке 4.5.

Таким образом, рисунок 4.4 и рисунок 4.5 свидетельствуют о том, что здесь имело место действие обоих механизмов. В результате, вследствие образования наноразмерных частиц, средний размер частиц цемента и их объемная доля в разрушенном перлите уменьшаются (таблица 4.1, рис. 4.2) [17,57].

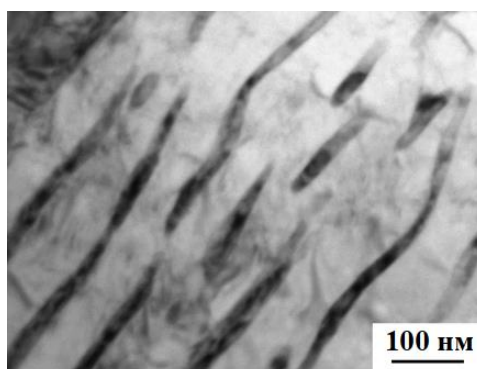


Рисунок 4.5 – ПЭМ-изображение, демонстрирующее разрушение цемента по механизму «разрезания». Расстояние от поверхности контакта по радиусу скругления головки рельса («выкружка») – 2 мм

Объемная доля глобулярного перлита (рисунок 4.1, г) на расстоянии 2 мм от поверхности образца сохраняется (рисунок 4.2, кривая 4), однако и в этой морфологической составляющей, вследствие частичного разрушения карбидных частиц, наблюдается уменьшение среднего размера частиц цементита и их объемной доли (таблица 4.1).

Таким образом, длительная эксплуатация на расстоянии 2 мм от поверхности контакта «колесо – рельс» привела к частичному разрушению всех морфологических составляющих перлита и к заметному увеличению в материале доли полностью разрушенной структуры (рисунок 4.2, кривая 5), ПЭМ-изображение которой представлено на рисунке 4.1, д [17,57].

В поверхностном слое образца ($X = 0$ мм) наблюдаются не только количественные, но и качественные изменения: в структуре этого слоя появляется новая, субзеренная, структура (рисунок 4.1, е), хотя и в небольшом количестве (таблица 4.1) [17].

На поверхности контакта структура «выкружки» подвергается наибольшей пластической деформации – все морфологические составляющие, присутствовавшие на расстоянии 2 мм от поверхности образца, сохранились, однако претерпели серьезные изменения. А именно, наиболее интенсивно разрушаются пластинчатый и разрушенный перлит и на поверхности образца их объемная доля в материале составляет соответственно 5% и 10%, объемная доля глобулярного перлита сохраняется на прежнем уровне. Фрагментированный перлит в поверхностном слое сохранился, но его объемная доля уменьшилась. По-прежнему фрагменты обладают неравноосной формой, однако размер фрагментов уменьшился, причем произошло уменьшение не только продольного размера фрагментов (рисунок 4.4), но и поперечного. Уменьшение размера фрагментов произошло вследствие образования новых дислокационных стенок, но теперь не только поперек, а и вдоль пластин α -фазы. Как и прежде, с боковых сторон фрагменты ограничены мелкими (15×95 нм) пластинчатыми выделениями цементита, объемная доля которых составляет 0.7%. Внутри фрагментов также присутствуют более мелкие ($\sim 5 \times 15$ нм) частицы цементита. Их объемная доля

мала и составляет лишь 0.1%. Резко возросла (до 60%) объемная доля полностью разрушенной структуры. Форма и размер частиц цементита внутри данной структуры сохраняются, но их объемная доля продолжает уменьшаться (таблица 4.1) [17,57, 145 – 149].

Выше отмечалось, что в поверхностном слое образца в небольшом количестве (~2%) присутствует новая, субзеренная, структура. Образование субзеренной структуры объясняется тем, что в результате интенсивной пластической деформации в поверхностном слое рельса произошло совершенствование фрагментированной субструктуры: высокая плотность дислокаций привела к более интенсивному образованию новых дислокационных стенок как вдоль, так и поперек фрагментов, что привело к измельчению фрагментов. Образовались изотропные (равноосные) фрагменты, и фрагментированная структура превратилась в новую структуру – субзеренную. Образованная структура в поверхностном слое образца состоит из зерен, средний размер которых составляет 90 нм. По границам и в стыках всех субзерен в небольшом количестве присутствуют частицы цементита, внутри субзерен цементит не обнаружен (таблица 4.1) [17,57].

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что на расстоянии 10 мм от поверхности контакта «колесо – рельс» по радиусу скругления головки рельса («выкружка») структура стали после длительной эксплуатации представлена пятью морфологическими составляющими: пластинчатым, фрагментированным, разрушенным, глобулярным перлитом и полностью разрушенной структурой. Длительная эксплуатация рельсов из заэвтектоидной стали к разрушению пластинчатого и разрушенного перлита, формированию, а затем разрушению фрагментированного перлита и интенсивному формированию полностью разрушенной структуры, вблизи поверхности образца начинает образовываться субзеренная структура. Это хорошо продемонстрировано на рисунке 4.2 и в таблице 4.1.

Одновременно эксплуатация приводит к интенсивному разрушению и перераспределению частиц цементита во всех морфологических составляющих.

Объемная доля цементита по сравнению с исходным состоянием уменьшается в объеме материала практически в 7 раз (рисунок 4.6).

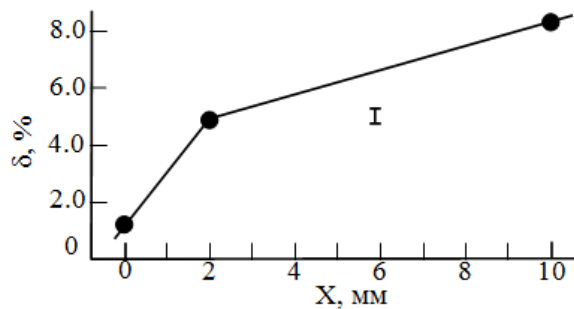


Рисунок 4.6 – Изменение объемной доли цементита по радиусу скругления головки рельса («выкружка») при удалении от поверхности контакта «колесо – рельс»

Тот факт, что длительная эксплуатация заэвтектоидного рельса приводит к измельчению структуры и разрушению цементита отмечалось и ранее, например, в [17,18, 57, 120, 147 – 149]. Однако все описания, как правило, оставались качественными, а не количественными. В настоящей работе этот факт подтвержден не только на качественном, но и на количественном уровне.

4.2. Эволюция дислокационной структуры и внутренних полей напряжений в заэвтектоидной рельсовой стали вдоль радиуса скругления выкружки после длительной эксплуатации

Выше отмечалось, что в исходном состоянии (10 мм от поверхности) морфологическая структура стали – это перлит (пластинчатый, фрагментированный, разрушенный и глобулярный) и полностью разрушенная структура. Дислокационная структура во всех морфологических составляющих представлена, в основном, дислокационными сетками (рис. 4.7).

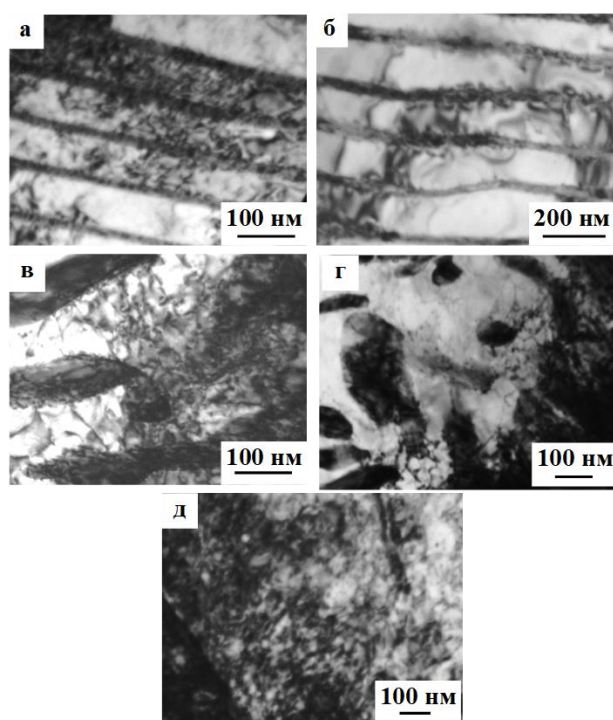


Рисунок 4.7 – ПЭМ изображения дислокационной субструктуры заэвтектоидной стали по радиусу скругления головки рельса в исходном состоянии: а – пластинчатый перлит; б – фрагментированный перлит; в – разрушенный перлит; г – глобулярный перлит; д – феррито-карбидная смесь (полностью разрушенная структура)

Средняя скалярная плотность дислокаций в каждой морфологической составляющей приведена в таблице 4.2.

Из таблицы следует, что наибольшей величиной ρ обладает пятая морфологическая составляющая (полностью разрушенная структура), наименьшей – глобулярный перлит. Также из представленной таблицы следует что во фрагментированной структуре величина скалярной плотности внутри фрагментов существенно меньше, чем в пластинчатом и разрушенном перлите. Фрагментация материала ведет к снижению скалярной плотности дислокаций, что хорошо согласуется с литературными данными [17,18, 57,145 – 149].

Таблица 4.2. – Количественные параметры структуры заэвтектоидной рельсовой стали на различных расстояниях от поверхности контакта «колесо – рельс» по радиусу скругления головки рельса («выкружка»)

Параметры	Перлит				Феррито-карбидная смесь	Субзеренная структура
	пластинчатый	фрагментированный	разрушенный	глобулярный		
10 мм от поверхности головки рельса						
Об. доля	40%	20%	35%	3%	2%	0
$\rho \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	5.7	2.9	3.6	2.8	6.0	—
$\sigma_{\text{л}}, \text{МПа}$	475	340	380	335	490	—
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{см}^{-1}$	340 + 0	690 + 0	575 + 0	630 + 0	1200 + 0	—
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	1.4	2.8	2.3	2.5	4.8	—
$\sigma_{\delta} = \sigma_{\delta}^{\text{пл}} + \sigma_{\delta}^{\text{упр}}, \text{МПа}$	235 + 0	335 + 0	305 + 0	315 + 0	440 + 0	—
2 мм от поверхности головки рельса						
Об. доля	30%	27%	25%	3%	15%	0
$\rho \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	6.3	4.2	4.4	3.0	6.5	—
$\sigma_{\text{л}}, \text{МПа}$	500	410	420	345	510	—
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{см}^{-1}$	545 + 0	895 + 0	745 + 0	700 + 0	1625 + 85	—
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	2.2	3.6	3.0	2.8	6.5	—
$\sigma_{\delta} = \sigma_{\delta}^{\text{пл}} + \sigma_{\delta}^{\text{упр}}, \text{МПа}$	295 + 0	380 + 0	345 + 0	335 + 0	510 + 135	—
Поверхность головки рельса						
Об. доля	5%	20%	10%	3%	60%	2%
$\rho \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	6.5	4.3	4.5	3.0	6.6	1.4
$\sigma_{\text{л}}, \text{МПа}$	510	415	425	345	515	235
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{см}^{-1}$	765 + 0	1075 + 75	805 + 0	740 + 0	1650 + 95	350 + 390
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	3.1	4.3	3.2	3.0	6.6	1.4
$\sigma_{\delta} = \sigma_{\delta}^{\text{пл}} + \sigma_{\delta}^{\text{упр}}, \text{МПа}$	350 + 0	415 + 120	355 + 0	345 + 0	515 + 150	235 + 625

Принятые обозначения и сокращения: ρ , $\rho_{\pm}$ – соответственно скалярная и избыточная плотность дислокаций; χ – амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки и её составляющие: $\chi_{\text{пл}}$ – пластическая и $\chi_{\text{упр}}$ – упругая; $\sigma_{\text{л}}$ – амплитуда внутренних напряжений сдвига от дислокаций «леса»; σ_{δ} –

амплитуда внутренних дальнodelствующих полей напряжений и её составляющие: $\sigma_{\partial}^{\text{пл}}$ – пластическая и $\sigma_{\partial}^{\text{упр}}$ – упругая [17].

Установлено, что избыточная плотность дислокаций измеряется локально по градиенту разориентировки [17, 128, 145–150]:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \cdot \frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = \frac{\chi}{b},$$

где b – вектор Бюргерса дислокаций, $\frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = \chi$ – градиент кривизны-кручения, или амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ ($\partial \varphi$ – изменение угла наклона фольги, $\partial \ell$ – смещение экстинкционного контура) [17,18,57]. Изгиб-кручение кристаллической решетки может быть: 1) чисто упругим – когда на изучаемом участке образца имеет место изгиб-кручение кристаллической решетки (на ПЭМ-изображении присутствует изгибный экстинкционный контур), а дислокации отсутствуют; 2) пластическим (или дислокационным) – когда изгиб-кручение создается дислокационными зарядами, то есть избыточной плотностью дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-}$; 3) если скалярная плотность дислокаций ρ , измеренная локально, меньше значения $\rho_{\pm}$, рассчитанной из ширины изгибного экстинкционного контура (из величины χ), то есть $\rho < \rho_{\pm}$, то в этом случае упругий изгиб-кручение налагается на пластический (дислокационный), и тогда такой изгиб-кручение называется упругопластическим (или упруго-дислокационным). В этом случае величина $\rho_{\pm}$ является условной, так как она по определению не может превышать значения ρ , и разделяется на пластическую компоненту, для которой $\rho = \rho'_{\pm}$, и упругую компоненту, для которой $\rho''_{\pm} = \rho_{\pm} - \rho'_{\pm}$. Тогда амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки равна $\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$ [17,18, 57].

Проведенные исследования показали, что в исходном состоянии (10 мм от поверхности контакта) дислокационная структура во всех морфологических составляющих поляризована (или иначе – заряжена). Об этом свидетельствует наличие изгибных экстинкционных контуров, источниками которых являются

границы перлитных зерен и фрагментов, пластины цементита в перлитных колониях и на границах фрагментов, а также отдельные частицы цементита, расположенные внутри морфологических составляющих. Проведенные согласно [150] расчеты показали (см. табл. 4.2), что в каждой морфологической составляющей выполняются условия: средняя величина скалярной плотности дислокаций ρ больше избыточной $\rho_{\pm}$ ($\rho > \rho_{\pm}$), т.е. амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки α -фазы (матрицы стали) $\chi = \chi_{пл}$. Отсюда следует вывод, что измеряемая величина χ на расстоянии 10 мм от поверхности по радиусу скругления головки рельса («выкружка») во всем объеме материала (во всех морфологических составляющих) связана, в основном, с собственной дислокационной структурой. Кроме того, эти данные свидетельствуют о том, что во всех морфологических составляющих $\rho_{\pm} \geq 0.5\rho$ (таблица 4.2). Наличие $\rho_{\pm}$ такой величины означает, что дислокационная структура поляризована (то есть заряжена) особенно в локальных участках. Поляризация дислокационной структуры привела к формированию внутренних далекодействующих (локальных, или моментных) напряжений (напряжений, созданных избыточной плотностью дислокаций) σ_{∂} , амплитуда которых, также рассчитанная согласно [150], для всех морфологических составляющих приведена в таблице 4.2. Сравнение полученных значений σ_{∂} со значениями $\sigma_{л}$ – напряжения сдвига, создаваемые дислокационной структурой, свидетельствует о том, что в каждой морфологической составляющей $\sigma_{л} > \sigma_{\partial}$ (таблица 4.2). Это означает, что на расстоянии 10 мм от поверхности по радиусу скругления головки рельса («выкружка») во всех морфологических составляющих изгиб-кручение кристаллической решетки ферритной составляющей (α -фаза) носит чисто пластический характер [17, 18, 57, 145–149].

Однако, как также следует из таблицы 4.2, во фрагментированном и глобулярном перлите $\rho \approx \rho_{\pm}$, а $\sigma_{л} \approx \sigma_{\partial}$. То есть дислокационная структура здесь практически полностью поляризована, и тем не менее, кристаллическая решетка

α -фазы в этих морфологических составляющих обладает только пластическим изгибом.

По мере приближения к поверхности контакта «колесо – рельс» во всех морфологических составляющих тип дислокационной структуры не изменяется – дислокационная субструктура представляет плотные дислокационные сетки. Величина скалярной плотности дислокаций возрастает (таблица 4.2 и рисунок 4.8).

Как видно из таблицы 4.2 и рисунка 4.8, наибольшей величиной ρ , как и в исходном состоянии, обладает полностью разрушенная структура, наименьшей – глобулярный перлит. Внутри фрагментов величина ρ остается существенно меньше, чем в пластинчатом и разрушенном перлите, хотя её скорость роста заметно выше [17, 18, 57].

Во всех морфологических составляющих присутствуют изгибные экстинкционные контуры, источниками которых являются границы раздела зерен и колоний перлита, пластин цементита в зернах перлита, границы фрагментов и частицы цементита пластинчатой и округлой формы, расположенные на границах и внутри морфологических составляющих, а также дислокационная структура [17, 18, 57].

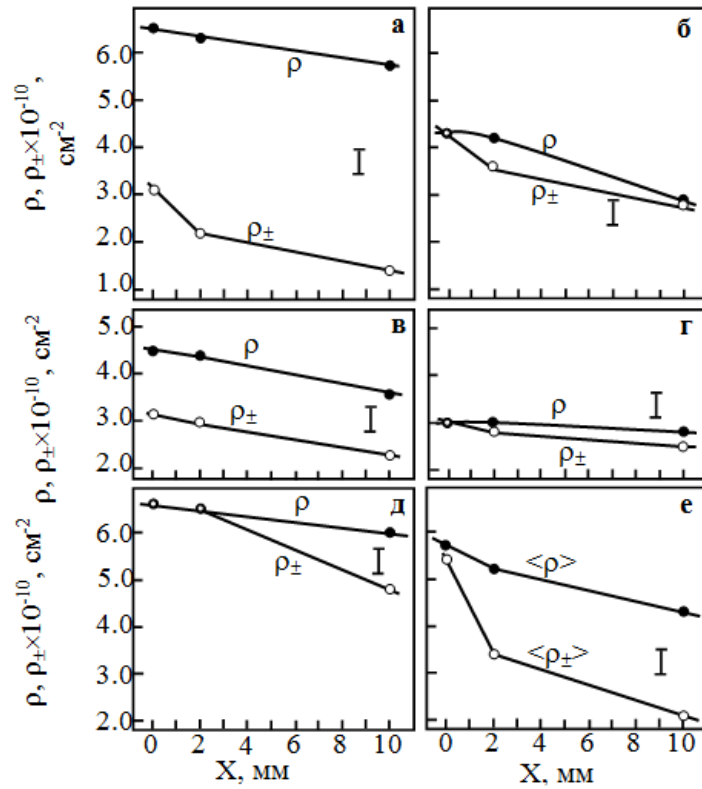


Рисунок 4.8 – Изменение скалярной ρ и избыточной $\rho_{\pm}$ плотности дислокаций по мере удаления от поверхности катания: а – пластинчатый, б – фрагментированный, в – разрушенный, г – глобулярный перлит, д – феррито-карбидная смесь (полностью разрушенная структура), е – средние по материалу

Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки феррита χ по мере приближения к поверхности образца также увеличивается во всех морфологических составляющих (таблица 4.2 и рисунок 4.9). Хорошо видно, что наименьшим значением χ обладает пластинчатый перлит (рисунок 4.9, кривая 1), наибольшим – полностью разрушенная структура (рисунок 4.1, кривая 5).

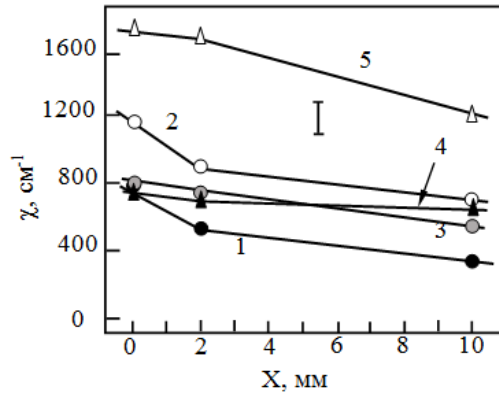
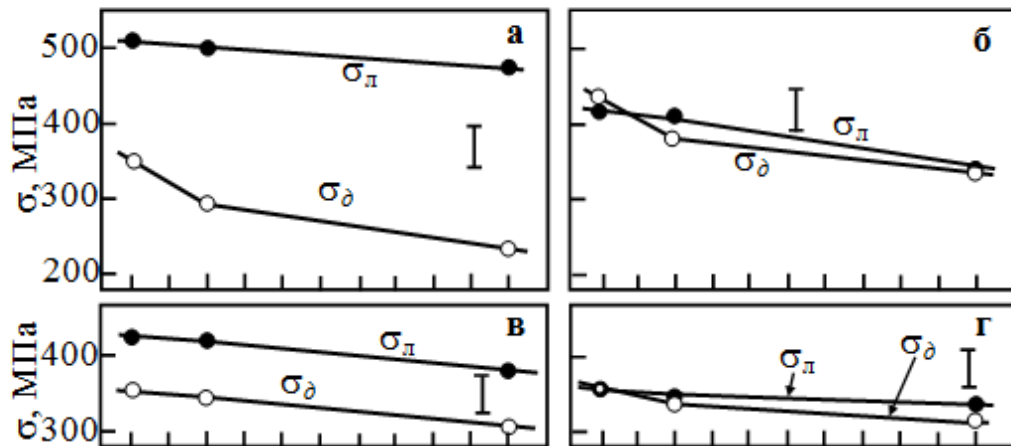


Рисунок 4.9 – Изменение амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки феррита в различных морфологических составляющих: 1 – пластинчатый, 2 – фрагментированный, 3 – разрушенный, 4 – глобулярный перлит, 5 – феррито-карбидная смесь (полностью разрушенная структура)

Высокие значения χ привели к высоким значениям избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm}$ (таблица 4.2 и рисунок 4.8), а также амплитуды внутренних дальнодействующих (локальных) напряжений σ_{∂} (таблица 4.2 и рисунок 4.10).



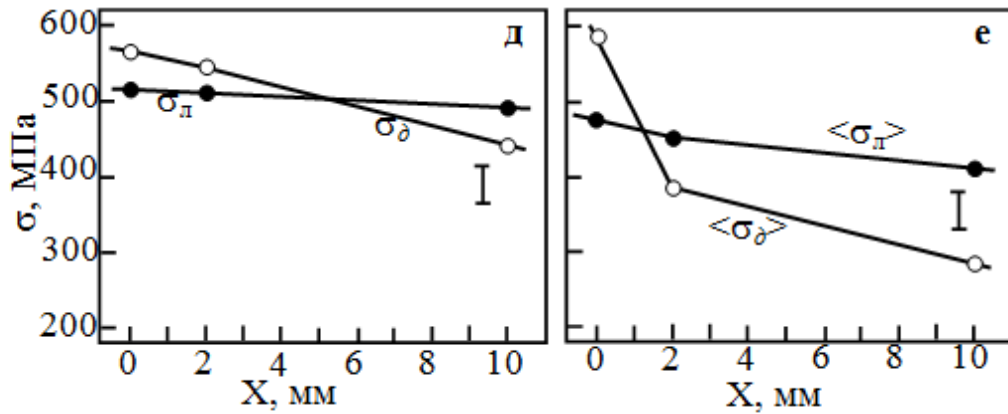


Рисунок 4.10 – Изменение амплитуды напряжений сдвига $\sigma_{\text{л}}$ и дальнедействующих σ_{δ} в различных морфологических составляющих по мере удаления от поверхности контакта «колесо – рельс»: а – пластинчатый, б – фрагментированный, в – разрушенный, г – глобулярный перлит, д – полностью разрушенная структура, е – средние по материалу

На расстоянии 2 мм от поверхности образца в полностью разрушенной структуре рассчитанное значение $\rho_{\pm}$ оказалось больше ρ (табл. 4.2 и рис. 4.8). То есть на расстоянии 2 мм от поверхности в разрушенной структуре имеет место упругопластический изгиб-кручение кристаллической решетки: $\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$, при этом $\sigma_{\delta} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}}$, и поэтому $\sigma_{\text{л}} < \sigma_{\delta}$ (рисунок 4.10, д) [17, 18, 57, 145–149].

Необходимо подчеркнуть, что такие напряжения существуют только в локальных местах (местах, создаваемых дислокационным зарядом) и не охватывают весь материал. Тем не менее, это указывает на то, что именно эти участки материала могут приводить к возникновению микротрещин. Однако, как следует из таблицы 4.2, величина $\chi_{\text{пл}}$ по сравнению с $\chi_{\text{упр}}$ практически в 20 раз больше, а $\sigma_{\text{пл}} > \sigma_{\text{упр}}$ практически в 4 раза. Кроме того, необходимо отметить, что источниками изгибных экстинкционных контуров, приводящим к таким высоким значениям χ , являются мелкие частицы цементита, расположенные внутри данной морфологической составляющей. Но, как показал проведенный анализ, их объемная доля составляет лишь 1% (таблица 4.1). Поэтому вероятность

образования микротрещин в таких локальных участках структуры чрезвычайно мала [17].

В остальных морфологических составляющих на расстоянии 2 мм от поверхности образца изгиб-кручение кристаллической решетки α -фазы остается чисто пластическим ($\chi = \chi_{\text{пл}}$ и $\sigma_{\partial} = \sigma_{\text{пл}}$), то есть $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\partial}$ (таблица 4.2 и рисунок 4.10, а-г).

В поверхностном слое упругопластический изгиб-кручение кристаллической решетки феррита имеет место еще и во фрагментированном перлите, а также и в новой, образованной в поверхностном слое, субзеренной структуре. В этих морфологических составляющих $\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$, $\sigma_{\partial} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}}$, что означает, что $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\partial}$ (таблица 4.2 и рисунок 4.10, б, д), причем во фрагментированном перлите величина $\chi_{\text{пл}}$ по сравнению с $\chi_{\text{упр}}$ практически в 15 раз больше, в то время как в субзеренной структуре наблюдается иная картина: $\chi_{\text{пл}}$ оказывается меньше $\chi_{\text{упр}}$ хотя и незначительно (таблица 4.2).

В глобулярном перлите, как следует из табл. 4.2, $\rho = \rho_{\pm}$. Это означает, что дислокационная структура в глобулярном перлите полностью поляризована. Однако выполненные расчеты показали, что в этой морфологической составляющей $\sigma_{\partial} = \sigma_{\text{л}}$ (таблица 4.2), то есть $\sigma_{\partial} = \sigma_{\text{пл}}$ и $\chi = \chi_{\text{пл}}$. Отсюда следует вывод: кристаллическая решетка α -фазы в глобулярном перлите, как и в пластинчатом и разрушенном перлите, обладает только пластическим изгибом.

Таким образом, из проведенных исследований можно сделать вывод, что по мере приближения к поверхности образца его состояние более напряжено: растет ρ , амплитуда дальнедействующих напряжений σ_{∂} начинает превышать напряжение сдвига $\sigma_{\text{л}}$ [17, 18, 57].

На основании таблиц 4.1 и 4.2 были рассчитаны средние по материалу количественные параметры тонкой структуры. Их изменения приведены на рисунках 4.8, е, 4.10, е, 4.11 и в таблице 4.3 [17].

Таблица 4.3. – Средние по материалу количественные параметры структуры заэвтектоидной рельсовой стали на различных расстояниях от поверхности катания по радиусу скругления выкружки

Параметры	10 мм	2 мм	Поверхность
$\langle \rho \rangle \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	4.3	5.2	5.7
$\langle \rho_{\pm} \rangle \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	2.1	3.4	5.4
$\langle \chi \rangle = \langle \chi_{\text{пл}} \rangle + \langle \chi_{\text{упр}} \rangle, \text{см}^{-2}$	520 + 0	855 + 15	1350 + 80
$\langle \sigma_{\text{л}} \rangle, \text{МПа}$	410	450	475
$\langle \sigma_{\delta} \rangle = \langle \sigma_{\delta}^{\text{пл}} \rangle + \langle \sigma_{\delta}^{\text{упр}} \rangle, \text{МПа}$	285 + 0	365 + 20	460 + 125

вытекает рост $\langle \rho \rangle$ по мере приближения к поверхности катания, причем в интервале 10 мм $\rightarrow$ 2 мм темпы роста слабее, чем в интервале 2 мм $\rightarrow$ 0; $\rho_{\pm}$ на расстоянии 10 мм от поверхности практически в 2 раза меньше по сравнению с величиной $\langle \rho \rangle$ (таблица 4.3). В интервале 10 мм $\rightarrow$ 2 мм значение $\langle \rho_{\pm} \rangle$ увеличивается с той же скоростью, что и величина $\langle \rho \rangle$. По мере дальнейшего приближения к поверхности (2 мм $\rightarrow$ 0) величина $\langle \rho_{\pm} \rangle$ интенсивно возрастает и постепенно сближается с величиной $\langle \rho \rangle$, и вблизи поверхности их значения практически совпадают (таблица 4.3 и рисунок 4.8, е). Это означает, что практически все дислокации в материале оказываются избыточными [17].

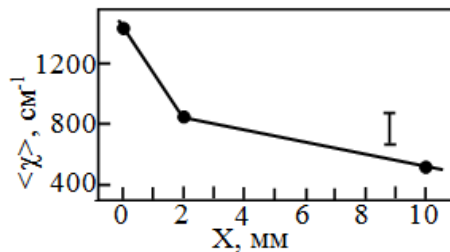


Рисунок 4.11 – Зависимость средней амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки феррита от поверхности катания

Из рисунка 4.11 вытекает, что $\langle \chi \rangle$ в интервале 10 мм $\rightarrow$ 2 мм возрастает за счет уменьшения ширины экстинкционных контуров (рисунок 4.11). На расстоянии 2 мм от поверхности в полностью разрушенной структуре появляется упругая составляющая $\langle \chi_{\text{упр}} \rangle$ и становится равной $\langle \chi \rangle = \langle \chi_{\text{пл}} \rangle + \langle \chi_{\text{упр}} \rangle$. На расстоянии 2 мм от поверхности появляется и начинает интенсивно развиваться субзеренная структура. Это приводит к резкому увеличению величины $\langle \chi \rangle$, и в целом по материалу также становится $\langle \chi \rangle = \langle \chi_{\text{пл}} \rangle + \langle \chi_{\text{упр}} \rangle$, однако в поверхностном слое величина $\langle \chi_{\text{упр}} \rangle$ оказывается более чем в 15 раз меньше $\langle \chi_{\text{пл}} \rangle$ (таблица 4.3). В результате амплитуда внутренних локальных напряжений $\langle \sigma_{\delta} \rangle$, полностью определяемая величиной $\langle \chi \rangle$, в поверхностном слое становятся также равной $\langle \sigma_{\delta} \rangle = \langle \sigma_{\text{пл}} \rangle + \langle \sigma_{\text{упр}} \rangle$, и оказывается больше внутренних напряжений сдвига $\langle \sigma_{\text{л}} \rangle$, определяемых дислокационной структурой (рисунок 4.10, е) [17, 18, 57, 145–149].

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что эксплуатация рельса наравне с пластическим изгибом приводит к упругому искажению кристаллической решетки феррита. Установлены немонотонные зависимости $\langle \rho \rangle$, $\rho_{\pm}$, χ , σ_{δ} по радиусу скругления выкружки при удалении от поверхности катания.

4.3. Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в заэвтектоидной рельсовой стали после длительной эксплуатации

Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести поверхностных слоев длинномерных рельсов по радиусу скругления головки рельса («выкружка») из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации, выполнено на основании количественных параметров тонкой структуры и внутренних напряжений, представленных выше в настоящей главе [17, 18, 57, 145–149].

Выше отмечалось, что в исходном состоянии (10 мм от поверхности контакта) структура стали представлена пятью морфологическими

составляющими: 1) пластинчатый перлит, практически идеальный (конгломерат чередующихся параллельных пластин феррита и цементита); 2) фрагментированный пластинчатый перлит (в перлитных колониях присутствуют четкие дислокационные стенки, ориентированные поперек направления пластин феррита и цементита – дислокационные фрагменты анизотропной формы, с боковых сторон ограниченные прослойками цементита); 3) разрушенный пластинчатый перлит; 4) глобулярный перлит и 5) участки материала с полностью разрушенной структурой. Электронно-микроскопические изображения этих морфологических составляющих перлита представлены на рисунке 4.1, а-д [17].

Представленные в таблицах 4.1 – 4.3. количественные данные о параметрах структурно-фазовых состояний для различных морфологических составляющих позволяют оценить аддитивный предел текучести на разных расстояниях от поверхности катания по радиусу скругления выкружки [17].

Хорошо известно, что упрочнение металлических сплавов и сталей, в том числе и рельсовых сталей, зависит от ряда факторов, роль каждого из которых в каждом конкретном случае будет различной, и доля вклада отдельных механизмов упрочнения в общее упрочнение материала также неодинакова [17,18,129,145, 151, 152]. Поэтому для оценки вклада различных механизмов в упрочнение и разупрочнение на пределе текучести заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации целесообразно использовать соотношение [17,18]:

$$\sigma = \sum P_i \sigma_i, \quad (4.1)$$

где P_i и σ_i – соответственно объемные доли и их предел текучести каждой морфологической составляющей структуры.

Прежде чем перейти к рассмотрению роли каждого из вкладов и соответствующих им параметров подробнее, отметим следующее. Как сообщалось выше, перлит в рельсовой стали присутствует в виде различных морфологических составляющих (пластинчатого не разрушенного, пластинчатого разрушенного, пластинчатого фрагментированного и глобулярного), а также участков материала с полностью разрушенной структурой и субзеренной

структурой. Поэтому формулы для расчета упрочнения для различных морфологических составляющих рельсовой стали несколько различны.

При расчете упрочнения в первой морфологической составляющей – пластинчатого не разрушенного перлита (рисунок 4.1, а) необходимо принимать во внимание, что здесь действует барьерное торможение в перлитных колониях, и его нужно учитывать. Поэтому для пластинчатого не разрушенного перлита формула имеет вид [17, 18, 129, 145 – 149]:

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{ms} + \Delta\sigma_{perl} + \sqrt{(\Delta\sigma_\delta^2 + \Delta\sigma_\lambda^2)}, \quad (4.2)$$

где $\Delta\sigma_0$ – напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке α -железа; $\Delta\sigma_{ms}$ – твердорастворное упрочнение (упрочнение твердого раствора феррита растворенными в нем легирующими элементами); $\Delta\sigma_{perl}$ – упрочнение за счет перлитной составляющей; $\Delta\sigma_\delta$ – упрочнение дальнедействующими полями напряжений (внутренние моментные, или локальные напряжения); $\Delta\sigma_\lambda$ – упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие дислокации (внутреннее напряжение сдвига).

Для второй морфологической составляющей – пластинчатого фрагментированного перлита (рисунок 4.1, б), а также шестой морфологической составляющей – субзеренной структуры (рисунок 4.1, д) формула расчета имеет вид [17, 18, 129, 145 – 149]:

$$\sigma = \Delta\sigma_n + \Delta\sigma_{ms} + \Delta\sigma_{cc} + \Delta\sigma_{op} + \sqrt{(\Delta\sigma_\delta^2 + \Delta\sigma_\lambda^2)}, \quad (4.3)$$

где $\Delta\sigma_{cc}$ – субструктурное упрочнение (упрочнение, обусловленное внутрифазными границами – границами фрагментов и границами субзерен); $\Delta\sigma_{op}$ – вклад, обусловленный присутствием частиц вторых фаз – цементита (упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована). Дело в том, что фрагментированный пластинчатый перлит (рисунок 4.1, б) представляет собой образование участков, слабо разориентированных один относительно другого и отделенных между собой малоугловыми дислокационными границами. Поэтому упрочнение за счет

пластинчатого фрагментированного перлита необходимо рассматривать как субструктурное упрочнение $\Delta\sigma_{cc}$ – упрочнение, обусловленное внутрифазными границами. С другой стороны, фрагментированный перлит содержит частицы цементита пластинчатой формы по границам фрагментов и внутри фрагментов (таблица 4.1), которые являются упрочняющими и вклад которых в упрочнение также необходимо учитывать. Субзеренная структура, образующаяся в интервале $0 \rightarrow 2$ мм от поверхности головки рельса, хотя и занимает на поверхности образца лишь 2%, на не учитывать её нельзя. Образовавшиеся субзерна окружены прослойками цементита. Частицы цементита в небольшом количестве присутствуют и в стыках субзерен. Поэтому упрочнение за счет субзеренной структуры можно рассматривать, как упрочнение за счет пластинчатого фрагментированного перлита, то есть как субструктурное упрочнение $\Delta\sigma_{cc}$ [17].

Третья морфологическая составляющая – разрушенный пластинчатый перлит (рисунок 4.1, в), четвертая – глобулярный перлит (рисунок 4.1, г) и пятая – полностью разрушенная структура (рисунок 4.1, д) фактически являются ферритокарбидными смесями, то есть это смеси, содержащие дисперсные частицы (частицы цементита), которые являются упрочняющими, и их вклад ($\Delta\sigma_{op}$) в упрочнение необходимо учитывать. Расчет упрочнения для этих морфологических составляющих должен производиться с использованием формулы [17, 18, 129, 145 – 149]:

$$\sigma = \Delta\sigma_n + \Delta\sigma_{mv} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_{op} + \sqrt{(\Delta\sigma_d^2 + \Delta\sigma_l^2)}, \quad (4.4)$$

где $\Delta\sigma_z$ – зернограничное упрочнение (упрочнение за счет границ зерен).

Определение каждой компоненты, вносящей вклад в упрочнение рельсовой стали после длительной эксплуатации, требует количественных статистических измерений и последующего анализа структурных параметров (методику расчета всех параметров см. в гл.2). В таблице 4.4 указано какие параметры необходимо определять для каждой компоненты упрочнения [17, 18].

Таблица 4.4. – Расчетные параметры структуры для определения каждой компоненты упрочнения

	Компоненты упрочнения	Символ	Расчетные параметры
1	Напряжения трения кристаллической решетки	$(\Delta\sigma_n)$	Значение для α -фазы
2	Твердорастворное упрочнение	$(\Delta\sigma_{тв.})$	Концентрация легирующих элементов в твердом растворе
3	Упрочнение за счет перлитной составляющей	$(\Delta\sigma_{перл})$	Поперечные размеры пластин цементита и феррита, объемная доля перлита
4	Упрочнение внутренними напряжениями сдвига	$(\Delta\sigma_l)$	Скалярная плотность дислокаций, толщина фольги
5	Упрочнение внутренними дальнедействующими (моментными, или локальными) напряжениями	$(\Delta\sigma_\delta)$	Избыточная плотность дислокаций, толщина изгибного экстинкционного контура
6	Субструктурное упрочнение	$(\Delta\sigma_{сс})$	Размер фрагментов (субзерен), объемные доли фрагментов (субзерен)
7	Упрочнение дисперсионными частицами	$(\Delta\sigma_{ор})$	Объемная доля частиц, их форма, размеры и расстояние между ними
8	Зернограничное упрочнение	$(\Delta\sigma_z)$	Размер зерна

Рассмотрим роль каждого из вкладов и соответствующих им параметрам подробнее.

1. Напряжения трения кристаллической решетки $(\Delta\sigma_0)$, или напряжение Пайерлса–Набарро, определяется свойствами кристаллической решетки и сопоставимо с напряжением, которое должно быть преодолено дислокациями при их движении в очень крупных зернах, или, что более точно, с пределом текучести монокристаллов чистых металлов. Так, по данным разных авторов экспериментально полученное значение для α -железа и сталей с ОЦК-кристаллической решеткой $\Delta\sigma_0 = 30\text{--}40$ МПа. Для рельсовой заэвтектоидной стали $\Delta\sigma_0 = 35$ МПа [17, 18, 57].

2. Твердорастворное упрочнение $(\Delta\sigma_{тв.})$ выражается следующими эмпирико-экспериментальными соотношениями [145]:

$$\Delta\sigma_{m\sigma} = \sum_{i=1}^n C_i k_i, \quad (4.5)$$

где k_i – коэффициент упрочнения феррита (прирост прочности материала на пределе текучести при растворении в нем 1 мас.% легирующего элемента); C_i – концентрация i -того элемента, растворенного в феррите, мас.%. В рельсовой заэвтектоидной стали $\Delta\sigma_{m\sigma}$ рассчитывается, как [17, 18, 129, 145 – 149]:

$$\Delta\sigma_{m\sigma} = 4670 C_C + 33 C_{Mn} + 86 C_{Si} + 31 C_{Cr} + 3 C_V, \quad (4.6)$$

где C – концентрация элемента в вес.%. C , Mn , Si , Cr , V – химические элементы, составляющие основной химический состав рельсовой заэвтектоидной стали. Постоянные множители – коэффициенты упрочнения α -Fe (в МПа) при легировании данными химическими элементами в количестве 1 вес.%. Отметим, что такие элементы как Mn , Si , V практически целиком входят в состав феррита (α -железо), а содержание таких элементов, как C и Cr , зависит от количества карбидообразующих фаз. Исключением является Cr , который может входить в состав цементита в количестве до 20%. Но так как, согласно химического состава исследуемой стали, содержание Cr во всем материале не превышает 0.3 вес.%, то будем считать, что в перлите весь Cr входит в состав цементита, а в твердом растворе отсутствует. Что касается такого химического элемента, как C , то на расстоянии 10 мм от поверхности головки рельса в твердом растворе углерод отсутствует, и весь углерод находится в карбидах (в цементите) и на дефектах кристаллического строения. На расстоянии 2 мм от поверхности и на самой поверхности образца – частично в твердом растворе, а также в частицах цементита и на дефектах кристаллического строения (дислокациях, границах субзерен, фрагментов, зерен). Величина твердорастворного упрочнения в различных морфологических составляющих и в целом по материалу представлена в таблице 4.5.

3. Упрочнение за счет перлитной составляющей ($\Delta\sigma_{перл}$) определяется по соотношению [17, 18, 57, 129, 145 – 149]:

$$\Delta\sigma_{перл} = k (4.75 t_{ц})^{-1/2}, \quad (4.7)$$

где t_c – расстояние между пластинами цементита в колонии пластинчатого перлита, а коэффициент k зависит от прочности цементитных пластин и определяется согласно формулы [17, 18, 57]:

$$k = \sqrt{\frac{8\beta}{5}} \cdot \bar{G} \cdot \sqrt{b_c}. \quad (4.8)$$

Здесь $\beta = 1/6 - \text{const}$; $\bar{G} = 77000$ МПа [145] – среднее значение модулей сдвига феррита и цементита; $b_c = 0.225$ нм [145] – вектор Бюргерса цементита.

Полученная оценка $\Delta\sigma_{\text{перл}}$ также приведена в таблице 4.5.

4. Упрочнение внутренними напряжениями сдвига ($\Delta\sigma_{\text{перл}}$) – это упрочнение дислокациями «леса» [17, 18, 128, 145 – 150]. Различают неполяризованный и поляризованный «лес» дислокаций. Если $\rho_+ = \rho_-$ (и тогда $\rho_{\pm} = 0$), то дислокационный «лес» неполяризован. Если $\rho_+ \neq \rho_-$, а $\rho_{\pm} > 0$, то дислокационный «лес» считается поляризованным, то есть обладает дислокационным зарядом. Если $\rho_{\pm} \approx \rho$, то дислокационная структура сильно поляризована [17, 18, 57]. В главе 2 показано, что

$$\Delta\sigma_l = m\alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (4.9)$$

где m – Фактор Шмида (ориентационный множитель) для рельсовой заэвтектоидной стали $m = 2.75$ [17, 18, 128, 129]; $\alpha = 0.05-1.0$ – безразмерный коэффициент, зависящий от типа дислокационного ансамбля [155]; G – модуль сдвига материала матрицы; b – вектор Бюргерса; ρ – среднее значение скалярной плотности дислокаций в каждой морфологической составляющей (таблица 4.2).

Полученная оценка $\Delta\sigma_l$ приведена в таблице 4.5.

5. Упрочнение внутренними дальнедействующими (локальными, или моментными) напряжениями ($\Delta\sigma_o$). Дислокационные заряды и избыточная плотность дислокаций также вносят заметный вклад в упрочнение сплава. Они приводят к созданию в материале внутренних (дальнедействующих) напряжений – это локальные напряжения. Величина этих напряжений определяется методом электронной микроскопии по изгибным экстинкционным контурам, наблюдаемым в структуре материала, толщина которых обратно

пропорциональна амплитуде изгиба-кручения кристаллической решетки χ [17, 18, 128, 145 –149]. Величина локальных напряжений при пластическом изгибе оценивается по формуле, представленной выше (см. гл.2) [17, 18, 57]:

$$\Delta\sigma_{пл} = m\alpha G b \sqrt{\rho_{\pm}} = m\alpha G \sqrt{b\chi}, \quad (4.10)$$

где m – Фактор Шмида (ориентационный множитель); G – модуль сдвига материала матрицы; b – вектор Бюргерса; $\rho_{\pm}$ – величина избыточной плотности дислокаций; χ – среднее значение кривизны-кручения кристаллической решетки.

Амплитуда локальных напряжений $\Delta\sigma_{упр}$ находится в прямой зависимости от амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки χ (формула определения величины χ также приведена в гл.2 [17, 18, 57]):

$$\Delta\sigma_{упр} = m\alpha_c G t \chi, \quad (4.11)$$

где α_c – коэффициент Струнина, t – толщина фольги (200 нм).

Возможен и упругопластический изгиб, когда в материале присутствуют оба источника полей. Тогда:

$$\Delta\sigma_{\partial} = \Delta\sigma_{пл} + \Delta\sigma_{упр}. \quad (4.12)$$

Полученные оценки $\Delta\sigma_{\partial}$, а также её составляющие $\Delta\sigma_{пл}$ и $\Delta\sigma_{упр}$ приведены в таблице 4.5.

6. Субструктурное упрочнение ($\Delta\sigma_{cc}$) – упрочнение стали при образовании фрагментов и субзерен. Субструктурное упрочнение оценивается, исходя из соотношения [[17, 18, 128, 145 –150]]:

$$\Delta\sigma_{cc} = k_c D_1^{-1}, \quad (4.13)$$

где D_1 – размер образованного фрагмента, субзерна (таблица 4.1), $k_c = 0.15$ МПа·мм [128, 145]. Полученная оценка $\Delta\sigma_{cc}$ приведена в таблице 4.5.

7. Упрочнение дисперсионными частицами ($\Delta\sigma_{op}$). При наличии карбидных частиц предполагается, что огибание частиц движущимися дислокациями осуществляется по механизму Орована [145, 147]. Вклад в *дисперсионное упрочнение* частицами цементита оценивается согласно уравнению Орована [17, 18, 128, 145 –149]:

$$\Delta\sigma_{op} = B \frac{mGb}{2\pi(r-d)} \Phi \cdot \ln\left|\frac{r-d}{4b}\right|, \quad (4.14)$$

где d – средний размер частиц; r – расстояние между центрами частиц; $\Phi = 1$ [128, 145] – множитель, зависящий от типа дислокаций; $B = 0.85$ [145, 147] – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице, $m = 2.75$ – ориентационный множитель для ОЦК-металлов и сталей [17, 18, 128, 145 – 149].

Если частицы обладают округлой формой, а их средний размер d соизмерим с расстоянием между ними r , то во всех случаях при расчете упрочнения можно воспользоваться упрощенной формулой [128]:

$$\Delta\sigma_{op} = \frac{2\alpha Gb}{r}, \quad (4.15)$$

где $\alpha = 0.5$ – коэффициент, учитывающий все перечисленные моменты, r – расстояние между частицами, G – модуль упругости α -Fe, b – его вектор Бюргерса. Результаты выполненной оценки $\Delta\sigma_{op}$ приведены в таблице 4.5.

8. Зернограничное упрочнение ($\Delta\sigma_z$) – упрочнение за счет границ зерен. Повышение прочности описывается уравнением Холла-Петча [17, 18, 57, 128]:

$$\Delta\sigma_z = k_y \times D^{-0.5}, \quad (4.16)$$

где $k_y = 19.6 \text{ МПа} \cdot \text{мм}^{1/2}$ – коэффициент пропорциональности, характеризующий сталь [128, 145], D – размер зерна для разрушенного и глобулярного перлита и полностью разрушенной структуры.

Полученная оценка вклада $\Delta\sigma_z$ для этих морфологических составляющих также приведена в таблице 4.5.

Таким образом, используя вышеприведенные формулы, а также данные таблиц 4.1-4.3, была проведена оценка механизмов упрочнения во всех морфологических составляющих стали и в целом по материалу. Полученные результаты приведены в таблице 4.5 и на рисунке 4.12 [17, 18, 57].

Таблица 4.5. – Величины вкладов различных механизмов в упрочнение заэвтектоидной рельсовой стали в различных морфологических составляющих и в целом по материалу на различных расстояниях от поверхности контакта по радиусу скругления головки рельса («выкружка»)

Вклады	Перлит			Глобул. перлит	Полность ю разр.	Субзере нная структу ра	Средние
	плас т.	фрагм .	разр.				
10 мм от поверхности головки рельса							
Об. доля, %	40	20	35	3	2	0	100
$\Delta\sigma_n$, МПа	35	35	35	35	35	—	35
$\Delta\sigma_{m6}$, МПа	80	120	80	80	100	—	88
$\Delta\sigma_3$, МПа	—	—	310	505	280	—	129
$\Delta\sigma_{перл}$, МПа	890	—	—	—	—	—	356
$\Delta\sigma_{cc}$, МПа	—	590	—	—	—	—	118
$\Delta\sigma_{ор}$, МПа	—	1280	480	100	1345	—	454
$\Delta\sigma_l$ МПа	475	340	380	335	490	—	410
$\Delta\sigma_{нл}$, МПа	235	335	305	315	440	—	286
$\Delta\sigma_{упр}$, МПа	0	0	0	0	0	—	0
$\Delta\sigma_\delta$, МПа	235	335	305	315	440	—	286
$\Sigma(\Delta\sigma_i)$, МПа	1535	2502	1392	1180	2418	—	1684
$\Sigma(\Delta\sigma_i P_i)$, МПа	614	500	487	35	48	—	1684
2 мм от поверхности головки рельса							
Об. доля, %	30	27	25	3	15	0	100
$\Delta\sigma_n$, МПа	35	35	35	35	35	—	35
$\Delta\sigma_{m6}$, МПа	80	150	80	80	120	—	105
$\Delta\sigma_3$, МПа	—	—	255	480	220	—	111
$\Delta\sigma_{перл}$, МПа	890	—	—	—	—	—	267
$\Delta\sigma_{cc}$, МПа	—	870	—	—	—	—	235
$\Delta\sigma_{ор}$, МПа	—	1300	340	95	1045	—	596
$\Delta\sigma_l$ МПа	500	410	420	345	510	—	453
$\Delta\sigma_{нл}$, МПа	295	380	345	335	510	—	364
$\Delta\sigma_{упр}$, МПа	0	0	0	0	135	—	20
$\Delta\sigma_\delta$, МПа	295	380	345	335	645		384
$\Sigma(\Delta\sigma_i)$, МПа	1585	2915	1253	1171	2242	—	1947
$\Sigma(\Delta\sigma_i P_i)$, МПа	476	787	313	35	336		1947

Продолжение таблицы 4.5

Поверхность головки рельса							
Об. доля, %	5	20	10	3	60	2	100
$\Delta\sigma_n$, МПа	35	35	35	35	35	35	35
$\Delta\sigma_{me}$, МПа	80	180	80	80	150	90	142
$\Delta\sigma_3$, МПа	—	—	205	360	195	—	148
$\Delta\sigma_{перл}$, МПа	965	—	—	—	—	—	48
$\Delta\sigma_{cc}$, МПа	—	1465	—	—	—	1665	326
$\Delta\sigma_{op}$, МПа	—	1125	340	200	805	580	760
$\Delta\sigma_L$, МПа	510	415	425	345	515	235	475
$\Delta\sigma_{пл}$, МПа	350	415	355	345	515	235	467
$\Delta\sigma_{упр}$, МПа	0	120	0	0	150	625	127
$\Delta\sigma_\delta$, МПа	350	535	355	345	665	860	587
$\Sigma(\Delta\sigma_i)$, МПа	1699	3482	1214	1163	2026	3261	2218
$\Sigma(\Delta\sigma_i P_i)$, МПа	85	696	121	35	1216	65	2218

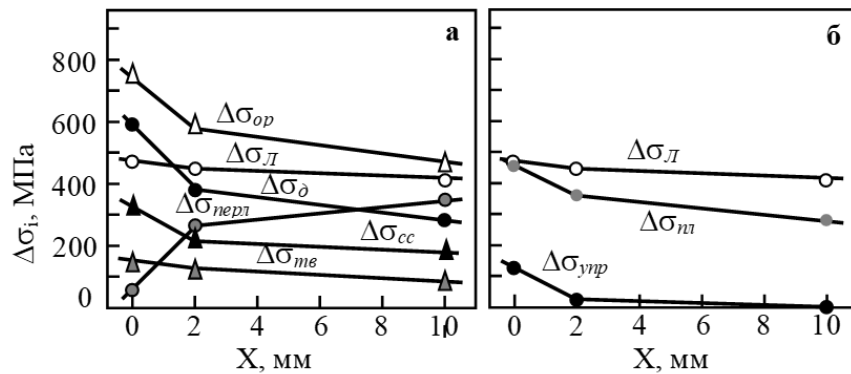


Рисунок 4.12 – Изменение величины вкладов различных механизмов упрочнения $\Delta\sigma_i$ в предел текучести по мере удаления от поверхности контакта «колесо – рельс» по радиусу скругления головки рельса («выкружка») (а) и вкладов $\Delta\sigma_L$ и составляющих $\Delta\sigma_\delta$ (пластической $\Delta\sigma_{пл}$ и упругой $\Delta\sigma_{упр}$) (б)

Анализируя полученные данные, можно считать, что 1) прочность стали является величиной многофакторной и определяется аддитивным действием физических механизмов [17, 18, 128, 145 –149]; 2) прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности головки рельса [17, 18, 57, 128]. А именно, по мере приближения к поверхности контакта прочность металла увеличивается;

3) основным механизмом упрочнения металла, как хорошо видно из рисунка 4.12, а, является упрочнение некогерентными частицами $\Delta\sigma_{ор}$. Это объясняется тем, что в материале образуется полностью разрушенная структура, объемная доля которой быстро увеличивается и в приповерхностном слое занимает основной объем материала (рисунок 4.2, кривая 5). По мере приближения к поверхности головки рельса совершенствуется фрагментированная субструктура. Об этом свидетельствует тот факт, что границы фрагментов на электронно-микроскопических изображениях становятся более тонкими и четкими, то есть угол разориентации между фрагментами увеличивается. Одновременно увеличивается скалярная плотность дислокаций, формируются новые дислокационные границы и уменьшается размер фрагментов (таблица 4.1 и рисунок 4.3). Все это приводит к увеличению упрочнения $\Delta\sigma_{сс}$ (рисунок 4.12, а) [17, 18]. Появление новых дислокационных субграниц приводит к возникновению субзеренной структуры (рисунок 4.2, кривая 6). Растет плотность границ, что приводит к увеличению в материале $\Delta\sigma_{сс}$. Появление субзеренной структуры влечет за собой увеличение числа стыков зерен (в основном тройных), что, в свою очередь, приводит к увеличению источников изгибных экстинкционных контуров (преимущественно, бездислокационных) [150], а это приводит к увеличению $\Delta\sigma_{\partial}$ (в основном, $\Delta\sigma_{упр}$), что и следует из таблиц 4.1-4.2 и рисунка 4.12, б. В результате самыми прочными морфологическими составляющими вблизи поверхности образца оказываются фрагментированный перлит (рисунок 4.13, кривая 2) и субзеренная структура (рисунок 4.13, кривая 6).

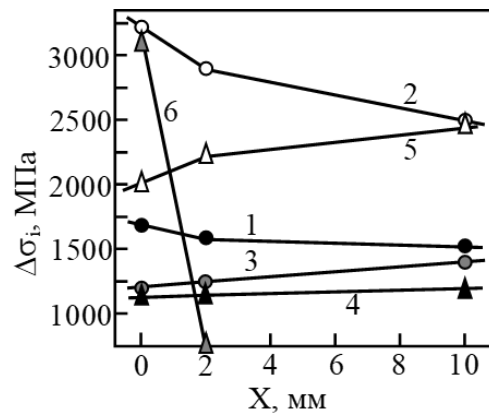


Рисунок 4.13 – Изменение величины упрочнения $\Delta\sigma_i$ внутри отдельных морфологических составляющих по мере удаления от поверхности по радиусу скругления выкружки: 1 – пластинчатый; 2 – фрагментированный; 3 – разрушенный; 4 – глобулярный перлит; 5 – полностью разрушенная структура; 6 – субзеренная структура

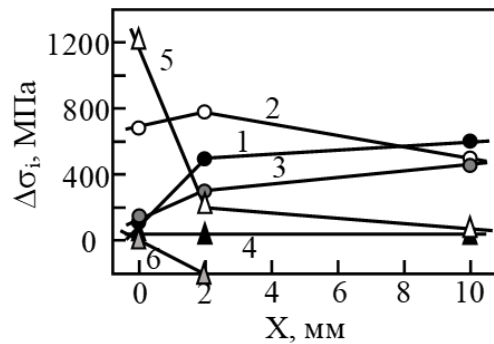


Рисунок 4.14 – Изменение величины вкладов отдельных морфологических составляющих в упрочнение стали по мере удаления от поверхности по радиусу скругления головки рельса («выкружка»): 1 – пластинчатый; 2 – фрагментированный; 3 – разрушенный; 4 – глобулярный перлит; 5 – полностью разрушенная структура

Однако, как следует из рисунка 4.2, кривая 6, субзеренная структура только зарождается в слое 2 мм → 0 (приповерхностном слое) и поэтому её вклад в упрочнение материала небольшой (рисунок 4.14, кривая 6), поэтому упрочнение материала в основном обеспечивается фрагментированной (рисунок 4.14, кривая 2) и полностью разрушенной (рисунок 4.14, кривая 5) структурами.

Изменение величины упрочнения стали по мере удаления от поверхности по радиусу скругления головки рельса (выкружки) приведено на рисунке 4.15, из которого следует, что на поверхности головки рельса величина предела текучести практически в 1.5 раза больше по сравнению с расстоянием 10 мм от поверхности образца [17, 18, 57, 128].

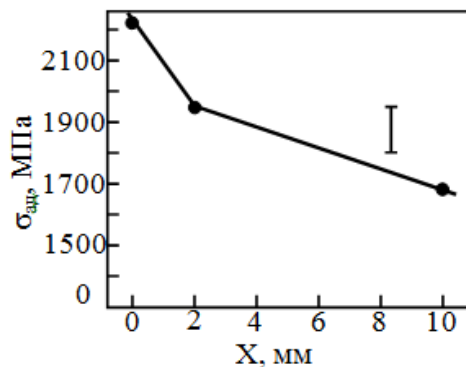


Рисунок 4.15 – Изменение величины предела текучести рельсов из заэвтектоидной стали с увеличением расстояния от поверхности по радиусу скругления выкружки

Заключение к главе 4

На основании данных ПЭМ-исследований проведен количественный анализ механизмов упрочнения заэвтектоидной рельсовой стали в различных морфологических составляющих и в целом по материалу на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности катания по радиусу скругления выкружки после пропущенного тоннажа 187 млн. тонн брутто на экспериментальном кольце РЖД (г. Щербинка). Проанализированы вклады, обусловленные трением кристаллической решетки, твердорастворным упрочнением, упрочнением за счет перлита, некогерентными частицами цементита, границами зерен и субграницами, дислокационной субструктурой и внутренними полями напряжений и осуществлена их иерархия. Выявлено, что упрочнение некогерентными частицами, внутренними дальнodelствующими (локальными) напряжениями,

внутренними напряжениями сдвига («леса» дислокаций) и субструктурным упрочнением [17, 18, 128, 145 –149] являются основными механизмами.

ГЛАВА 5. ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПО ЦЕНТРАЛЬНОЙ ОСИ

Результаты, представленные в этой главе опубликованы в статьях [129 –131, 145 – 149] и обобщены в монографиях [17,18,57].

5.1. Преобразование морфологических составляющих структуры и фазового состава стали вдоль оси симметрии головки

Как и для радиус скругления выкружки были проанализированы морфологические составляющие структуры. Первая морфологическая составляющая – пластинчатый перлит, практически идеальный, то есть представляющий собой конгломерат чередующихся параллельных пластин феррита и цементита (рис 5.1а) [129]. Видно, что частицы цементита имеют пластинчатую форму и расположены практически параллельно относительно друг друга. Объемная доля пластинчатого идеального перлита составляет в объеме материала 40 %. Кроме пластинчатого перлита, в материале встречаются перлитные зерна (или участки перлитных зерен), в которых цементитные пластины оказываются дефектными. Это проявляется в виде заметной непрямолинейности (изогнутости) пластин и частичной фрагментированности [18, 57].

Второй морфологической составляющей является фрагментированный пластинчатый перлит. Электронно-микроскопическое изображение пластинчатого фрагментированного перлита представлено на рис. 5.1, б. Из рис. 5.1, б видно, что в данной морфологической составляющей структура перлитных колоний сохраняется, но наблюдается образование достаточно четких дислокационных стенок, ориентированных поперек направления пластин α -фазы (пластин феррита) – дислокационных фрагментов размером 90×420 нм с объемной долей 20%.

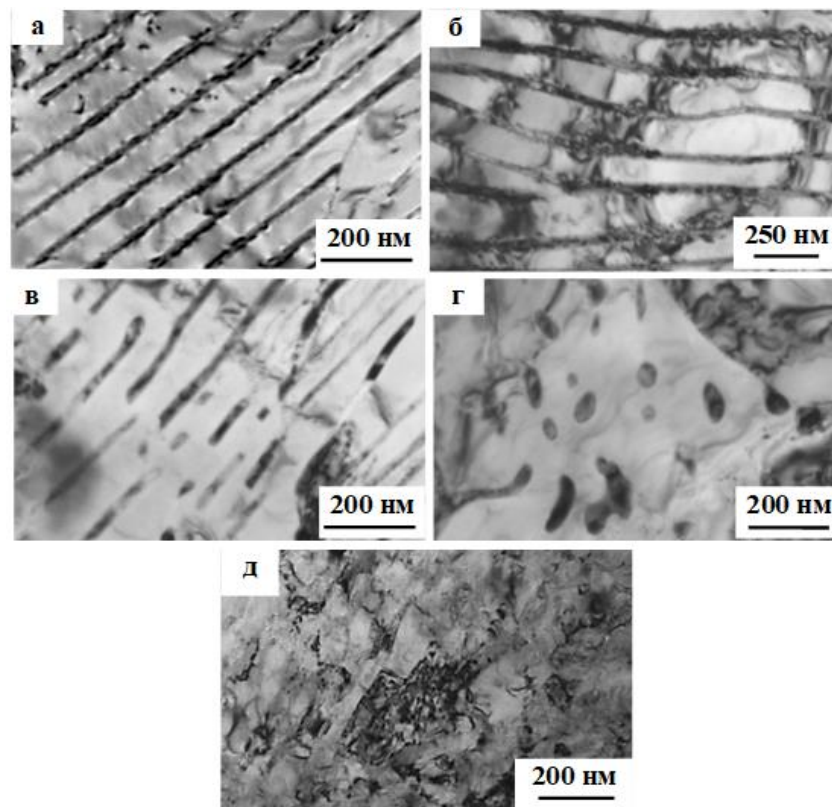


Рисунок 5.1 – ПЭМ-изображения различных морфологических составляющих структуры заэвтектоидной стали: а – пластинчатый не разрушенный перлит; б – фрагментированный не разрушенный пластинчатый перлит; в – разрушенный пластинчатый перлит; г – глобулярный перлит; д – субзеренная структура

Образовавшиеся фрагменты имеют четко выраженную анизотропную форму, то есть длина фрагмента значительно больше его ширины. С боковых сторон фрагменты ограничены пластинами (прослойками) цементита со средними размерами 20×130 нм и объемной долей 5,7% [57].

Проведенные исследования показали, что в исходном состоянии (10 мм от поверхности образца) структура стали представлена еще одной морфологической составляющей, а именно, разрушенным пластинчатым перлитом. Электронно-микроскопическое изображение этой морфологической составляющей представлено на рис. 5.1, в. Из рис. 5.1, в видно, что это такая структура, в которой пластины цементита разрушены. Объемная доля разрушенного пластинчатого перлита составляет 35 % от всего объема материала. Средний

размер частиц цементита – 20×365 нм, их объемная доля в данной морфологической составляющей составляет 5,0 % [57].

Четвертая морфологическая составляющая – зерна глобулярного перлита. Электронно-микроскопическое изображение этой морфологической составляющей приведено на рис. 5.1, г. Объемная доля его не велика и составляет в объеме материала лишь 5 %, глобулярный перлит представляет собой либо зерна с глобулярными частицами цементита, либо зерна, в которых наряду с частицами глобулярной формы присутствуют пластинчатые частицы цементита. Средний размер частиц глобулярной формы составляет 50 нм, пластинчатых частиц – 35×120 нм, объемная доля – соответственно 3,6 % и 4,8 %.

По мере приближения к поверхности образца структура стали изменяется, причем наибольшие изменения видны в поверхностном слое. Это хорошо демонстрирует рис. 5.2 [17,18,57].

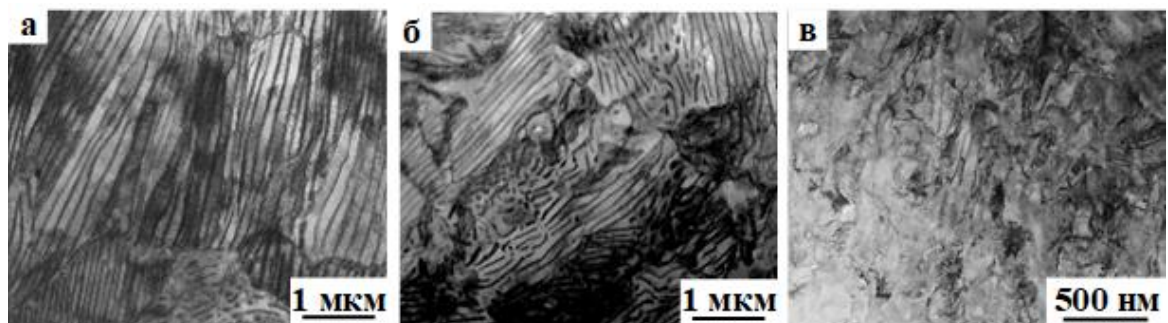


Рисунок 5.2 – Структура заэктоидной рельсовой стали на различных расстояниях от поверхности образца: а – 10 мм; б – 2 мм; в – поверхность.

Изображения получены методом STEM-анализа

Как видно из рис. 5.2, наибольшие изменения происходят в не разрушенном перлите. В пластинчатом идеальном перлите прямые, параллельные друг другу пластины цементита разрезаются дислокационным скольжением до отдельных частей различной величины, которые могут искривляться и смещаться на значительные расстояния. Исходный пластинчатый идеальный перлит (рис. 5.2, а) постепенно превращается в разрушенный (рис. 5.2, б). Объемная доля пластинчатого идеального перлита постепенно уменьшается, и на поверхности

образца он практически отсутствует (рис. 5.2, в). Это хорошо видно как из табл. 5.1, так и из рис. 5.3, (кривые 1 и 3) [57].

Таблица 5.1 – Параметры тонкой структуры заэвтектоидной стали

Поверхность катания		Не разрушенный пластинчатый перлит		Разрушенный перлит	Глобулярный перлит		Субзеренная структура
		идеальный	фрагменты				
10 мм от поверхности							
Об. доля		40%	20%	35%	5%		0
Размер фрагментов (субзерен), нм			90×420				
На границах	размер, нм		20×130	20×365	50	35×120	
	расстояние, нм		60	105	95	110	
	об. доля		5.7%	5%	3.6%	4.8%	
Внутри	размер, нм	20	15				
	расстояние, нм	90	70				
	об. доля	12%	0.2%				
2 мм от поверхности							
Об. доля		20%	30%	45%	3%		2%
Размер фрагментов (субзерен), нм			70×270				110
На границах	размер, нм		20×90	20×290	65	40×155	10×80
	расстояние, нм		90	165	180	300	90
	об. доля		1.8%	2%	2.8%	2.4%	0.5%
Внутри	размер, нм	20	20				
	расстояние, нм	60	60				
	об. доля	12%	0.6%				
Поверхность							
Об. доля		~1%	10%	0	0		90%
Размер фрагментов (субзерен), нм			50×160				80
На границах	размер, нм		15				15
	расстояние, нм		40				30
	об. доля		0.6%				1.0%
Внутри	размер, нм	15×20	15				10
	расстояние, нм	40	35				35
	об. доля	1.1%	0.7%				0.2%
В стыках	размер, нм						20
	расстояние, нм						100
	об. доля						0.01%

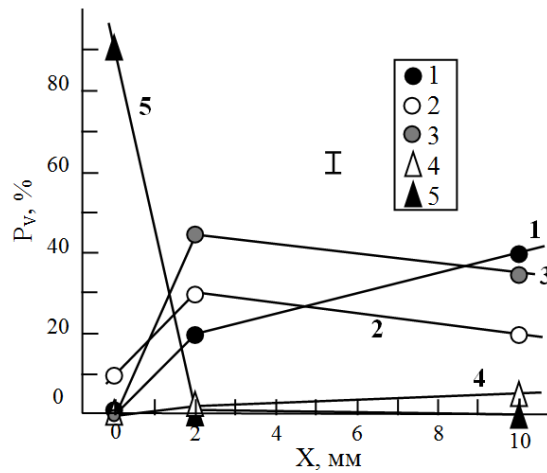


Рисунок 5.3 – Изменение объемных долей морфологических составляющих по мере приближения к поверхности образца: 1 – пластиночный не разрушенный перлит, 2 – фрагментированный, 3 – разрушенный, 4 – глобулярный, 5 – субзеренная структура

Одновременно происходит интенсивное формирование и совершенствование фрагментированной структуры, причем во всех морфологических составляющих [57]. Во-первых, из разрезаемых пластин цементита мелкие частицы выносятся дислокациями на границы и в объем формирующихся фрагментов. Внутри и на границах фрагментов присутствуют частицы цементита (см. табл. 5.1).

Во-вторых, во фрагментированном перлите происходит образование новых дислокационных стенок как поперек, так и вдоль пластин α -фазы. Размер фрагментов уменьшается, а их объемная доля увеличивается (см. табл. 5.1, рис. 5.3, кривая 2).

По мере приближения к поверхности границы фрагментов становятся все более четкими и резкими. Начинают образовываться изотропные (равноосные), либо близкие к ним фрагменты, средний размер которых составляет 80 нм. По границам фрагментов, как и прежде, присутствуют частицы цементита, но теперь они обладают округлой формой и малым размером (15 нм). Внутри образующихся фрагментов практически отсутствуют частицы карбидной фазы, а также, вследствие их малого размера, отсутствует дислокационная структура, что

хорошо согласуется с литературными данными [144, 150]. В стыках бездислокационных фрагментов располагаются частицы карбидной фазы округлой формы, средний размер которых составляет 20 нм (см. табл.5.1). Фрагментированная структура превращается в субзеренную (рис. 5.2, в), и в поверхностном слое объемная доля субзеренной структуры составляет 90% (табл. 5.1, рис.5.3, кривая 5) [57].

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что на глубине 10 мм структура рельсов представлена четырьмя морфологическими составляющими: пластинчатым, фрагментированным, разрушенным и глобулярным перлитом. Длительная эксплуатация рельсов из заэвтектоидной стали приводит к разрушению пластинчатого и глобулярного перлита, интенсивной фрагментации перлита и затем к образованию субзеренной структуры, которая на поверхности образца занимает 90 % объема материала [57]. Это хорошо продемонстрировано на рис. 5.3. Одновременно эксплуатация приводит к интенсивному разрушению (рис. 5.4) и перераспределению частиц цементита во всех морфологических составляющих.

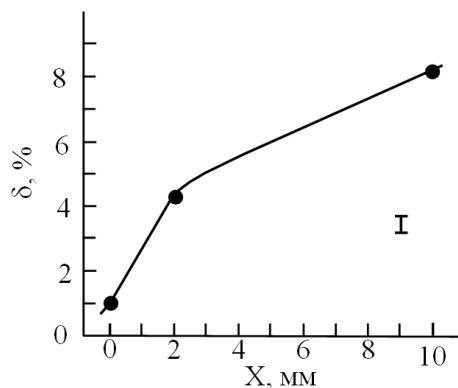


Рисунок 5.4 – Изменение объемной доли карбидной фазы по мере приближения к поверхности образца в заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации

Разрушение цементита сопровождается образованием наноразмерных частиц округлой формы, расположенных, в основном, на границах субзерен, а также в их стыках и внутри.

Тот факт, что длительная эксплуатация заэвтектоидного рельса приводит к измельчению структуры и разрушению цементита отмечалось и ранее, например, в [120, 128, 145]. Однако описания микроструктуры, как правило, оставались качественными, а не количественными. В настоящей работе этот факт подтвержден не только на качественном, но и на количественном уровне.

5.2. Эволюция дислокационной структуры и внутренних полей напряжений в заэвтектоидной рельсовой стали вдоль центральной оси головки рельсов после длительной эксплуатации

В настоящем разделе обсуждается эволюция дислокационной структуры и внутренних напряжений в каждой морфологической составляющей и в целом по материалу после длительной эксплуатации заэвтектоидной рельсовой стали [57].

Выше отмечалось, что в исходном состоянии (10 мм от поверхности образца) структура стали представлена четырьмя морфологическими составляющими, а именно, пластинчатым, фрагментированным, разрушенным и глобулярным перлитом.

Дислокационная структура в пластинчатом не разрушенном перлите – дислокационные сетки (рис. 5.5, а) со скалярной плотности дислокаций $6,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

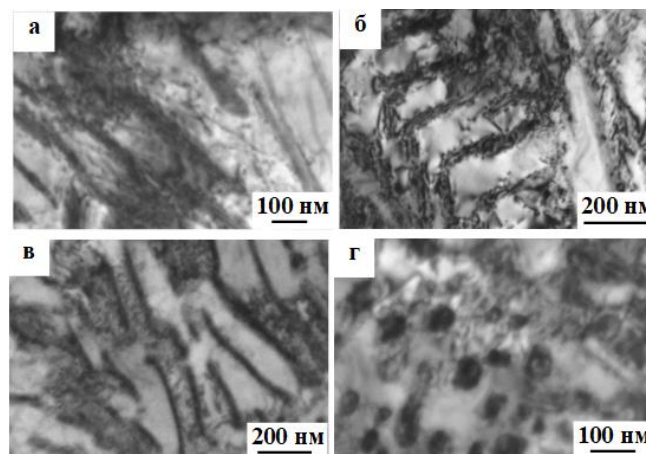


Рисунок 5.5 – ПЭМ-изображение дислокационной структуры на расстоянии 10 мм от поверхности образца: а – пластинчатый не разрушенный, б – фрагментированный, в – разрушенный, г – глобулярный перлит

Таблица 5.2 – Параметры дислокационной структуры и внутренних напряжений [57]

Поверхность катания	Не разрушенный пластинчатый перлит		Разрушенный перлит	Глобулярный перлит	Субзеренная структура
	идеальный	фрагменты			
10 мм от поверхности					
Об. доля	40%	20%	35%	5%	0
$\rho \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	6.4	2.8	3.0	3.6	
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	3.2	2.8	3.0	2.5	
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{см}^{-1}$	800	3100=700 _{пл} + 2400 _{упр}	790	630	
$\sigma_{\text{л}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho}, \text{МПа}$	500	335	350	380	
$\sigma_{\text{нл}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}}, \text{МПа}$	360	335	350	320	
$\sigma_{\text{упр}} = m\alpha Gt\chi_{\text{упр}}, \text{МПа}$	0	3840	0	0	
$\sigma_{\text{д}} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}}$	360	4175	350	320	
2 мм от поверхности					
Об. доля	20%	30%	45%	3%	2%
$\rho \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	6.7	4.6	4.1	4.0	2.0
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	6.7	4.6	3.5	3.3	2.0
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{см}^{-1}$	1690=1675 _{пл} + 15 _{упр}	4360=1150 _{пл} + 3210 _{упр}	870	830	510
$\sigma_{\text{л}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho}, \text{МПа}$	515	430	400	400	280
$\sigma_{\text{нл}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}}, \text{МПа}$	515	430	375	365	280
$\sigma_{\text{упр}} = m\alpha Gt\chi_{\text{упр}}, \text{МПа}$	25	5135	0	0	0
$\sigma_{\text{д}} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}}$	540	5565	375	365	280
Поверхность					
Об. доля	~1%	10%	0	0	90%
$\rho \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	8.3	5.0			3.6
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	8.3	5.0			3.6
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{см}^{-1}$	2100=2075 _{пл} + 25 _{упр}	2680=1250 _{пл} + 1430 _{упр}			3560=900 _{пл} + 2660 _{упр}
$\sigma_{\text{л}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho}, \text{МПа}$	575	445			380
$\sigma_{\text{нл}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}}, \text{МПа}$	575	445			380
$\sigma_{\text{упр}} = m\alpha Gt\chi_{\text{упр}}, \text{МПа}$	40	2280			4255
$\sigma_{\text{д}} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}}$	615	2725			4635

Такая высокая скалярная плотность дислокаций привела к образованию избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-}$.

Ранее также было установлено [17,57, 128, 150], что изгиб-кручение кристаллической решетки может быть: 1) чисто упругим – когда на изучаемом участке образца имеет место изгиб-кручение кристаллической решетки (на ПЭМ-

изображении присутствует изгибный экстинкционный контур), а дислокации отсутствуют; 2) пластическим (или дислокационным) – когда изгиб-кручение создается дислокационными зарядами; 3) если скалярная плотность дислокаций ρ , измеренная локально, меньше значения $\rho_{\pm}$ ($\rho < \rho_{\pm}$), то в этом случае упругий изгиб-кручение налагается на пластический (дислокационный), и тогда такой изгиб-кручение называется упругопластическим (или упруго-дислокационным). В этом случае величина $\rho_{\pm}$ является условной, так как она по определению не может превышать значения ρ . Формулы для расчета $\sigma_{пл}$ и $\sigma_{упр}$, а также их рассчитанные значения приведены в гл. 2, а также в табл. 5.2 [17,57].

Дислокационная структура в пластинчатом не разрушенном перлите поляризована, то есть – заряжена, присутствуют изгибные экстинкционные контуры. В гл. 3 было установлено, что источниками экстинкционных контуров (источниками кривизны-кручения) в данной морфологической составляющей на расстоянии 10 мм от поверхности образца являются межфазные и внутрифазные границы (см. рис. 3.7, рис. 3.8, а). Средняя амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки $\chi = 800 \text{ см}^{-1}$, избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = 3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что в 2 раза меньше величины скалярной плотности дислокаций ρ (см. табл. 5.2) [17,57]. При этом выполняется условие: $\rho > \rho_{\pm}$. Напряжения, созданные дислокационной структурой, $\sigma_{дл} = 500 \text{ МПа}$, а средняя амплитуда дальнедействующих напряжений, $\sigma_{\partial} = 360 \text{ МПа}$, то есть $\sigma_{дл} > \sigma_{\partial}$ (см. табл. 5.2). Это означает, что изгиб-кручение кристаллической решетки носит чисто пластический характер [57].

Во фрагментированном пластинчатом перлите дислокационная субструктура – дислокационные сетки (рис. 5.5, б) со скалярной плотностью дислокаций $2,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что существенно меньше, чем в нефрагментированном пластинчатом перлите (см. табл. 5.2). Из литературы известно, что фрагментация материала приводит к снижению скалярной плотности дислокаций [144]. Одновременно фрагментация перлита привела к увеличению дальнедействующих (локальных, или моментных) внутренних напряжений, так как границы

фрагментов также являются источником локальных внутренних напряжений (см. гл. 3, рис. 3.8, б и рис. 3.9). Действительно, амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки во фрагментах оказалась значительно выше ($\chi = 3100 \text{ см}^{-1}$), а избыточная плотность дислокаций – существенно выше величины скалярной плотности дислокаций ($\rho_{\pm} > \rho$) [17,18,57]. Это означает, что формирование такой структуры привело к полной аннигиляции дислокаций разного знака внутри каждого фрагмента, сохранив при этом избыточную плотность дислокаций (то есть все присутствующие в каждом отдельном фрагменте – это дислокации одного знака). Внутренние напряжения, обусловленные в этом случае заряженной дислокационной структурой, равны: $\sigma_{\text{л}} = 335 \text{ МПа}$, а дальнодействующие (моментные, или локальные) напряжения $\sigma_{\delta} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}}$ (см. табл. 5.2). Таким образом, во фрагментированном пластинчатом перлите выполняется условие $\sigma_{\text{л}} < \sigma_{\delta}$. При этом амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки ферритной составляющей (α -фазы) $\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$, причем упругая составляющая χ существенно превышает пластическую (см. табл. 5.2). Это означает, что изгиб-кручение кристаллической решетки α -фазы носит упругопластический характер [57].

Дислокационная структура в разрушенном пластинчатом перлите (третьей морфологической составляющей структуры) также дислокационные сетки (рис. 5.5, в) со скалярной плотностью дислокаций – $3,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (см. табл. 5.2) и избыточной плотностью дислокаций $\rho_{\pm} = 3,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, то есть $\rho \approx \rho_{\pm}$ (см. табл. 5.2). Это означает, что дислокационная структура в разрушенном перлите полностью поляризована. Средняя величина напряжения сдвига $\sigma_{\text{л}}$ равна 350 МПа, дальнодействующих напряжений σ_{δ} – также 350 МПа, то есть $\sigma_{\delta} = \sigma_{\text{пл}}$ (см. табл. 5.2). Можно считать, что кристаллическая решетка α -фазы в разрушенном пластинчатом перлите, как и в не разрушенном (идеальном), обладает только пластическим изгибом [57].

В четвертой морфологической составляющей – глобулярном перлите, также наблюдаются дислокационные сетки (рис. 5.5, г) со скалярной плотностью

дислокаций $3,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (см. табл. 5.2) и избыточной плотностью дислокаций $\rho_{\pm} = 2,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, то есть выполняется условие $\rho > \rho_{\pm}$ (см. табл. 5.2). Это означает, что дислокационная структура и в глобулярном перлите сильно поляризована. Средняя величина напряжения сдвига $\sigma_{\text{л}}$ равна 380 МПа, далекодействующих напряжений $\sigma_{\delta} - 320$ МПа. Условие $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\delta}$ в разрушенном перлите также сохраняется, то есть кристаллическая решетка α -фазы в разрушенном перлите также обладает только пластическим изгибом (см. табл. 5.2) [57].

Таким образом, в результате проведенных исследований было установлено, что в стали экстинкционные контуры, присутствующие во всех морфологических составляющих структуры, не связаны с четко выраженными источниками напряжений. Поэтому следует сделать вывод, что измеряемая величина χ в исходном состоянии стали (на расстоянии 10 мм от поверхности) связана, в основном, с собственной дислокационной структурой. Кроме того, данные по χ свидетельствуют о том, что во всех морфологических составляющих $\rho_{\pm} \geq 0,5\rho$ (см. табл. 5.2). Наличие $\rho_{\pm}$ такой величины означает, что дислокационная структура поляризована (или, по-другому, заряжена) особенно в локальных участках. Поляризация дислокационной структуры привела к формированию внутренних далекодействующих (локальных, или моментных) напряжений, амплитуда которых для всех морфологических составляющих также приведена в табл. 5.2. Из этой таблицы следует также, что самыми высокими значениями $\rho_{\pm}$ и σ_{δ} обладает фрагментированный пластинчатый перлит [17,18,57]. Это означает, что дислокационная структура внутри фрагментов сильно поляризована, то есть большинство присутствующих во фрагментах дислокаций оказываются избыточными. Субструктурный возврат, происходящий при формировании этой структуры, привел к существенной аннигиляции дислокаций разного знака внутри каждого фрагмента, сохранив при этом избыточную плотность дислокаций. Внутренние напряжения в этом случае обусловлены заряженной дислокационной структурой [57].

По мере приближения к поверхности образца во всех морфологических составляющих тип дислокационной структуры не изменяется – дислокационная субструктура представляет плотные дислокационные сетки – величина скалярной плотности дислокаций существенно возрастает (см. табл. 5.2).

Во всех морфологических составляющих присутствуют изгибные экстинкционные контуры, источниками которых являются границы раздела зерен и колоний перлита, пластин цементита в зернах перлита, границы фрагментов и субзерен, карбидные частицы (частицы цементита) пластинчатой и округлой формы, расположенные на границах и внутри дислокационных фрагментов и субзерен, стыки субзерен, а также дислокационная структура [57].

Значительно выросла и амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ . Высокие значения χ привели к высоким значениям избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm}$ и амплитуды внутренних дальнодействующих (локальных) напряжений σ_{∂} . Из табл. 5.2 следует, что на расстоянии 2 мм от поверхности в не разрушенном (как идеальном, так и фрагментированном) перлите рассчитанное значение $\rho_{\pm}$ оказалось больше величины скалярной плотности дислокаций ρ , то есть $\rho < \rho_{\pm}$. Это означает, что на расстоянии 2 мм от поверхности в этих морфологических составляющих структуры имеет место упругопластический изгиб-кручение ($\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$ и $\sigma_{\partial} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}}$), в то время как в остальных морфологических составляющих изгиб-кручение кристаллической решетки α -фазы остается чисто пластическим ($\chi = \chi_{\text{пл}}$ и $\sigma_{\partial} = \sigma_{\text{пл}}$), причем в идеальном пластинчатом перлите величина $\chi_{\text{пл}}$ по сравнению с $\chi_{\text{упр}}$ практически на порядок больше, в то время как во фрагментированном перлите наблюдается иная картина: $\chi_{\text{пл}}$ оказывается почти в 3 раза меньше $\chi_{\text{упр}}$.

В поверхностном слое во всех присутствующих морфологических составляющих имеет место упругопластический изгиб-кручение кристаллической решетки, причем в субзеренной структуре, которая занимает основную долю материала (90%), величины χ и σ_{∂} имеют наибольшие значения, причем значение

$\sigma_{пл}$ более, чем на порядок меньше значения $\sigma_{упр.}$ (см. табл. 5.2). Поэтому именно в таких участках наблюдается образование микротрещин (рис. 5.6) [57].

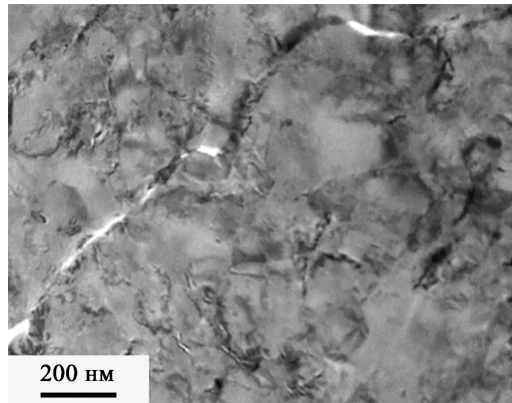


Рисунок 5.6 – Микротрещина в субзеренной структуре. Поверхность образца

Таким образом, из проведенных исследований можно сделать вывод, что по мере приближения к поверхности тем более напряженным становится состояние материала: скалярная плотность дислокаций растет, амплитуда дальнотействующих напряжений σ_d начинает превышать напряжение сдвига $\sigma_{л}$ [57].

На основании табл. 5.2 были рассчитаны средние по материалу количественные параметры тонкой структуры. Их изменения приведены на рис. 5.7. Как следует из рис. 5.7, а, по мере приближения к поверхности головки рельса величина скалярной плотности в интервале 10 мм $\rightarrow$ 2 мм слабо возрастает, а затем (2 мм $\rightarrow$ 0) интенсивно убывает. Это объясняется тем, что в поверхностном слое основной объем материала (90%) составляет субзеренная структура, состоящая из практически бездислокационных субзерен. Поэтому величина средней по материалу скалярной плотности дислокаций ρ в поверхностном слое оказывается малой. Избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm}$ по мере приближения к поверхности вначале интенсивно возрастает, а затем уменьшается и постепенно сближается с величиной ρ , и вблизи поверхности их значения совпадают (рис. 5.7, а). Это означает, что практически все дислокации в материале оказываются избыточными [57].

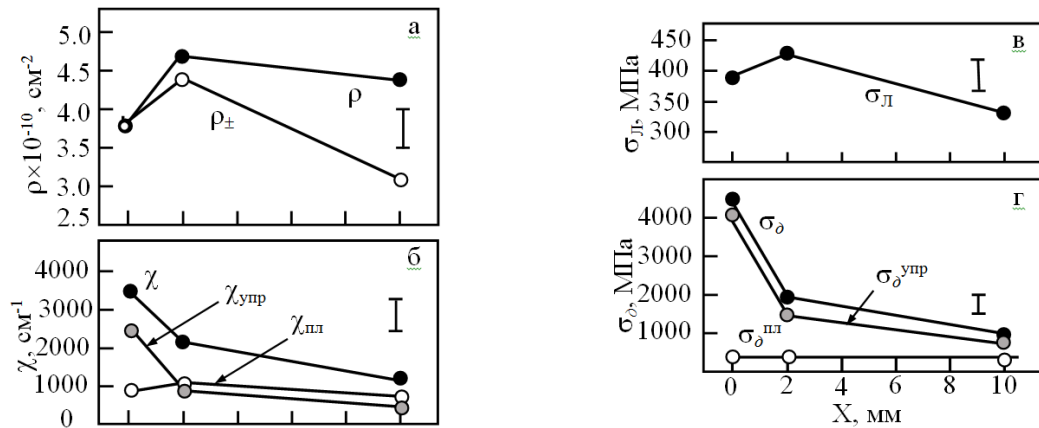


Рисунок 5.7. – Влияние длительной эксплуатации на изменение средних количественных параметров тонкой структуры по мере приближения к поверхностному слою образца

Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ в интервале 10 мм $\rightarrow$ 2 мм возрастает за счет появления упругой составляющей $\chi_{\text{упр}}$ во фрагментированном перлите (во фрагментированном феррите становится равной $\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$). На расстоянии 2 мм от поверхности появляется и начинает интенсивно развиваться субзеренная структура. Это приводит к резкому увеличению величины χ , и в целом по материалу также становится $\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$, причем в поверхностном слое величина $\chi_{\text{упр}}$ оказывается в 2.5 раза больше $\chi_{\text{пл}}$ (рис. 5.7, б). В результате амплитуда внутренних локальных напряжений $\sigma_{\text{д}}$, полностью определяемая величиной χ , в поверхностном слое становятся также равной $\sigma_{\text{д}} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}}$, и оказывается в 4.5 раза больше внутренних напряжений сдвига $\sigma_{\text{л}}$, определяемых дислокационной структурой (сравни рис. 5.7, в с рис. 5.7, г), что и является причиной появления микротрещин [57].

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что эксплуатация рельса приводит к упругому искажению феррита. Установлены немонотонные зависимости параметров тонкой структуры от расстояния до поверхности катания головки рельсов [17,18,57].

5.3. Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в заэвтектоидной рельсовой стали

В настоящем разделе представлена оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести рельсовой стали заэвтектоидного состава после длительной эксплуатации. Все оценки выполнены на основании количественных параметров тонкой структуры и внутренних напряжений, представленных в предыдущих разделах настоящей главы [57, 146 – 148].

Таблица 5.3 – Величины вкладов различных механизмов в упрочнение рельсовой стали в различных морфологических составляющих и в целом по материалу на различных расстояниях от поверхности головки рельса

Вклады	Не разрушенный пластинчатый перлит		Разрушенн ый перлит	Глобуляр ный перлит	Субзеренная структура	В материале
	идеальны й	фрагменти- рованный				
10 мм от поверхности головки рельса						
Об. доля	40%	20%	35%	5%	0%	100%
$\Delta\sigma_n$, МПа	35	35	35	35	—	35
$\Delta\sigma_{m\theta}$, МПа	80	120	80	80	—	90
$\Delta\sigma_3$, МПа	—	—	310	505		135
$\Delta\sigma_{перл}$, МПа	915	—	—	—	—	365
$\Delta\sigma_{cc}$, МПа	—	590	—	—	—	120
$\Delta\sigma_{op}$, МПа	—	970	390	475	—	500
$\Delta\sigma_{\text{Л}}$ МПа	500	335	350	380	—	410
$\Delta\sigma_{nl}$, МПа	360	335	350	380	—	350
$\Delta\sigma_{yup}$, МПа	0	3840	0	0	—	770
$\Delta\sigma_{\theta}$, МПа	360	4175	350	380	—	1120
2 мм от поверхности головки рельса						
Об. доля	20%	30%	45%	3%	2%	100%
$\Delta\sigma_n$, МПа	35	35	35	35	35	35
$\Delta\sigma_{m\theta}$, МПа	80	100	100	80	80	95
$\Delta\sigma_3$, МПа	—	—	275	435	—	135
$\Delta\sigma_{перл}$, МПа	915	—	—	—	—	180
$\Delta\sigma_{cc}$, МПа	—	830	—	—	1360	275
$\Delta\sigma_{op}$, МПа	—	1020	255	215	405	440
$\Delta\sigma_{\text{Л}}$ МПа	515	430	400	400	280	430
$\Delta\sigma_{nl}$, МПа	515	430	375	365	280	415
$\Delta\sigma_{yup}$, МПа	25	5135	0	0	0	1545
$\Delta\sigma_{\theta}$, МПа	540	5565	375	365	280	1960

Продолжение таблицы 5.3

Поверхность головки рельса						
Об. доля	~1%	10%	0	0	90	100%
$\Delta\sigma_n$, МПа	35	35	–	–	35	35
$\Delta\sigma_{m6}$, МПа	80	210	–	–	210	210
$\Delta\sigma_3$, МПа	–	–	–	–	–	–
$\Delta\sigma_{перл}$, МПа	1120	–	–	–	–	10
$\Delta\sigma_{cc}$, МПа	–	1430	–	–	1875	1830
$\Delta\sigma_{op}$, МПа	–	1070	–	–	1435	1400
$\Delta\sigma_l$, МПа	575	445	–	–	380	390
$\Delta\sigma_{nl}$, МПа	575	445	–	–	380	390
$\Delta\sigma_{нр}$, МПа	40	2280	–	–	4255	4060
$\Delta\sigma_0$, МПа	615	2725	–	–	4635	4450

Используя вышеприведенные формулы, были рассчитаны вклады всех механизмов упрочнения в предел текучести во всех морфологических составляющих стали и в целом по материалу на различных расстояниях от поверхности головки рельса. Полученные результаты приведены в табл. 5.3 и на рис. 5.8 [57, 146 – 148].

Анализируя полученные данные, можно считать: 1) прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических механизмов;

2) по мере приближения к поверхности головки прочность металла увеличивается, причем наибольшему упрочнению подвергается приповерхностный слой головки рельса толщиной не более 2 мм. (рис. 5.8, а) [57, 146 – 148];

3) основным механизмом упрочнения металла, как хорошо видно из рис. 5.8, а, является упрочнение внутренними далекодействующими (локальными) напряжениями, причем в основном упругого характера (рис. 5.8, б). Необходимо отметить, что в слое (0 – 2 мм) в упрочнение вносят субструктурное $\Delta\sigma_{cc}$ упрочнение и упрочнение некогерентными частицами $\Delta\sigma_{op}$ (рис. 5.8, а).

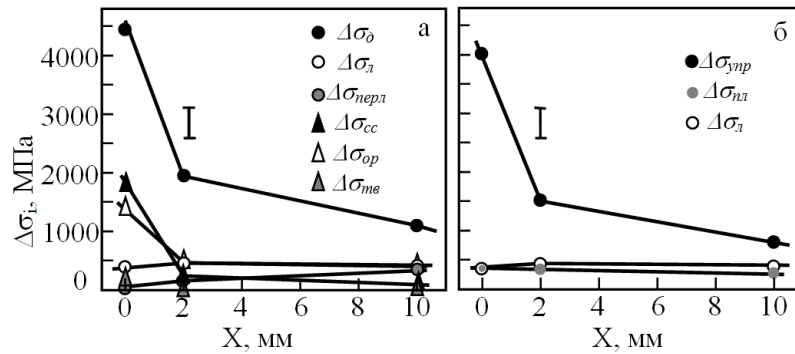


Рисунок 5.8 – Вклады отдельных механизмов упрочнения $\Delta\sigma_i$ в предел текучести заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации на различных расстояниях от поверхности головки рельса (а) и вклады внутренних напряжений $\Delta\sigma_l$ и пластической $\Delta\sigma_{пл}$ и упругой $\Delta\sigma_{упр}$ составляющих внутренних дальнодействующих напряжений $\Delta\sigma_\delta$ (б)

Можно считать, что по мере приближения к поверхности головки рельса совершенствуется фрагментированная субструктура. Об этом свидетельствует тот факт, что границы фрагментов на электронно-микроскопических изображениях становятся более тонкими и четкими, то есть угол разориентации между фрагментами увеличивается [57, 146 – 148]. Одновременно увеличивается скалярная плотность дислокаций, формируются новые дислокационные границы и уменьшается размер фрагментов. Все это приводит к увеличению упрочнения $\Delta\sigma_{сс}$ (см. табл. 5.3). Появление новых дислокационных субграниц приводит к возникновению и быстрому развитию субзеренной структуры (см. табл. 5.1-5.2 и рис. 5.3). В результате фрагментированная субструктура постепенно исчезает и заменяется субзеренной. Растет плотность границ, что приводит к увеличению в материале $\Delta\sigma_{сс}$. Измельчение зеренной структуры влечет за собой увеличение числа стыков зерен (в большинстве тройных), что, в свою очередь, приводит к увеличению источников изгибных экстинкционных контуров (преимущественно, бездислокационных) [150], а это приводит к увеличению $\Delta\sigma_\delta$ (в основном, $\Delta\sigma_{упр}$), что и следует из табл. 5.2 и 5.3. В результате самыми прочными

морфологическими составляющими стали оказываются фрагментированный перлит и субзеренная структура (табл. 5.4).

Таблица 5.4 – Величина предела текучести в различных морфологических составляющих и в целом по материалу рельсовой стали заэвтектоидного состава после длительной эксплуатации по мере приближения к поверхности головки рельса, МПа

Расстояние от поверхности головки рельса	Не разрушенный пластинчатый перлит		Разрушенный перлит	Глобулярный перлит	Субзеренная структура	В материале
	идеальный	фрагментированный				
10 мм	1645	5905	1310	1630	–	2440
2 мм	1775	7565	1215	1305	2275	3165
Поверхность	2075	5505	–	–	8205	7950

Причем, так как на расстоянии 2 мм от поверхности субзеренная структура только зарождается и поэтому её вклад в упрочнение материала небольшой, то упрочнение материала в основном обеспечивается фрагментированной субструктурой, но вблизи поверхности головки рельса – субзеренной [57, 146 – 148].

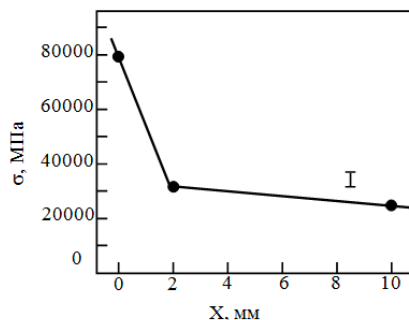


Рисунок 5.9 – Изменение величины упрочнения заэвтектоидной стали по мере удаления от поверхности

Анализируя аддитивное значение величины упрочнения, можно считать, что на поверхности головки рельса величина предела текучести более чем в 3 раза больше по сравнению с исходным состоянием (10 мм) (рис 5.9).

Заключение по главе 5

На основе данных о структурно-фазовом состоянии рельсовой стали, полученных методами просвечивающей электронной микроскопии был проведен количественный анализ механизмов упрочнения. Как и в предыдущей главе были учтены все возможные вклады в упрочнение. Проведена оценка общего предела текучести стали в зависимости от расстояния до поверхности головки рельса по центральной оси симметрии. Установлено, что основными механизмами упрочнения являются упрочнение внутренними упругими локальными напряжениями, а также субструктурное упрочнение и упрочнение некогерентными частицами [57].

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

Используя методы сканирующей, просвечивающей электронной микроскопии, измерения микротвердости и трибологических свойств выполнены исследования структурно-фазовых состояний, дислокационной субструктуры и свойств, сформированных в сечении головки на расстояниях 0,2,10 мм от поверхности по радиусу скругления выкружки и по центральной оси 100-метровых дифференцированно-закаленных рельсов из заэвтектоидной стали после пропущенного тоннажа на экспериментальном кольце РЖД 187 млн. тонн брутто [17,18,49,50,57].

1. В поверхностном слое основной объем материала ($\sim 90\%$) составляет субзеренная структура, отсутствующая в исходном состоянии. Установлены немонотонные зависимости параметров тонкой структуры от расстояния до поверхности катания по центральной оси. Микротвердость поверхностного слоя существенно ($\approx$ в 2 раза) увеличивается, параметр износа и коэффициент трения снижается в ≈ 3 и 1,2 раза, соответственно.

2. Выявлен градиентный характер изменения вдоль радиуса скругления выкружки скалярной и избыточной плотности дислокаций, внутренних полей

напряжений, амплитуды кривизны-кручения решетки. На поверхности основной объем материала ($\approx 60\%$) занимает феррито-карбидная смесь, а субзеренная структура только начинает формироваться ($\approx 2\%$). Амплитуда напряжений формирующихся у межфазной границы на порядок выше амплитуды у внутрифазных границ.

3. Множественные преобразования структуры головки рельсов наиболее интенсивно происходят в слоях до 2 мм от поверхности. Независимо от места расположения (выкружка или поверхность катания) основным механизмом разрушения пластин цементита является механизм растворения с последующим выделением в объеме пластин феррита наноразмерных (5-7 нм) частиц карбида железа. В поверхностном слое реализуются оба механизма – растворение и разрушение путем перерезания движущими дислокациями.

4. Установлено немонотонное изменение объемных долей морфологических составляющих по центральной оси головки рельсов и радиусу скругления выкружки. Во всех морфологических составляющих происходит формирование и совершенствование фрагментированной структуры, внутри и на границах которой образуются частицы цементита. Происходит образование новых дислокационных стенок вдоль и поперек пластин α -фазы. Это приводит к увеличению объемной доли фрагментированной структуры и уменьшению размеров фрагментов.

5. Вне зависимости от направления исследования во всех морфологических составляющих дислокационная субструктура представляет дислокационные сетки. Установлен градиентный характер количественных параметров такой структуры в зависимости от расстояния до поверхности катания по разным направлениям. Выявлены и проанализированы источники формирования экстинкционных контуров.

6. Основными механизмами упрочнения головки рельсов по центральной оси являются упрочнение внутренними дальнедействующими напряжениями, в основном упругого характера, а также субструктурное упрочнение и упрочнение некогерентными частицами. По радиусу скругления головки рельсов – упрочнение некогерентными частицами: внутренними дальнедействующими полями

напряжений, создаваемыми избыточной плотностью дислокаций, внутренними напряжениями сдвига (от «леса» дислокаций) и субструктурное упрочнение.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. Ishizaka K., Lewis S.R., Lewis R. The low adhesion problem due to leaf contamination in the wheel/rail contact: Bonding and low adhesion mechanisms // *Wear*. – 2017. Vol. 378. – P.183–197.
2. Garnham J., Davis C. Rail materials. In: *Wheel-rail interface handbook*. – Elsevier. 2009. P. 125–171.
3. Bhadeshia H.K.D.H. Steels for rails. In: *Encyclopedia of Materials Science*, Pergamon Press, Oxford, Elsevier Science. 2007. p. 1–7.
4. Porfir'ev M.A., Ivanov Y.F., Popova N.A., Gromov V.E., Shlyarova Y.A. Strain hardening of rail steel // *Russ Metall (Metally)*. – 2023. – Vol. 2023. – P. 485–491.
5. Athukorala A.C., De Pellegrin D.V., Kourousis K.I. Characterisation of head-hardened rail steel in terms of cyclic plasticity response and microstructure for improved material modelling // *Wear*. 2016. – Vol. 366. – P. 416–24.
6. Clayton P. Predicting the wear of rails on curves from laboratory data // *Wear*. 1995. – Vol. 181. – P. 11–19.
7. Ghodrati M., Ahmadian M., Mirzaeifar R. Modeling of rolling contact fatigue in rails at the microstructural level // *Wear*. – 2018. – Vol. 406. – P. 205–217.
8. Xu W., Zhang B., Deng Y., Wang Z., Jiang Q., Yang L., Zhang J. Corrosion of rail tracks and their protection // *Corros. Rev.* – 2021. – Vol. 39. – P. 1–13.
9. Schafer D.H., Barkan C.P. A prediction model for broken rails and an analysis of their economic impact. - 2008. <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:2909025>.
10. Devanathan R., Clayton P. Rolling-sliding wear of three bainitic steels // *Wear*. 1991. – Vol. 151. – P. 255–267.
11. Bauri L.F., Alves L.H., Pereira H.B., Tschiptschin A.P., Goldenstein H. The role of welding parameters on the control of the microstructure and mechanical

properties of rails welded using fbw // J. Mater. Res. Technol. – 2020. – Vol. 9. – P. 8058–8073.

12. Babachenko O.I., Kononenko H.A., Podolskyi R.V., Safronova O.A. Steel for railroad rails with improved operating properties // Mater. Sci. – 2021. – Vol. 56. – P. 814–819.

13. Wood N. A Practical Treatise on Rail-roads, and Interior Communication in General. – London U.K.: Longman, Orme, Brown, Green, & Longmans, 1838. 760 p.

14. Smith R.A. Hatfield memorial lecture 2007 railways and materials: synergetic progress // Ironmaking Steelmaking. – 2008. – Vol. 35. – P. 505–513.

15. Brooke D. The advent of the steel rail, 1857–1914 // J. Transp. History. – Vol. 1986. – Vol. 7. – P. 18–31.

16. Walsh W.J. The history of steel railway rails. Bachelor of Science thesis. University of Illinois, 1909.

17. Структурно-фазовое состояние и механизмы упрочнения длинномерных рельсов из заэвтектоидной стали при длительной эксплуатации: монография / Н. А. Попова, Ю. А. Шлярова, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, М. А. Порфирьев. – Новокузнецк: «Полиграфист», 2025. – 173 с.

18. Электронная микроскопия рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации: учебное пособие / М. А. Порфирьев, В. Е. Громов, С. А. Невский, Р. Е. Крюков – Новокузнецк: Полиграфист, 2024. – 212 с.

19. Shanmugam S., Ramiseti N.K., Misra R.D.K., Mannering T., Panda D., Jansto S. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels // Materials Science and Engineering: A. 2007. V. 460-461. 335-343 p. DOI: 10.1016/j.msea.2007.01.054.

20. Gao W.L., Leng Y., Fu D.F., Teng J. Effects of niobium and heat treatment on microstructure and mechanical properties of low carbon cast steels // Materials & Design. 2016. V. 105. 114-123 p. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.05.057.

21. Dey I., Saha R., Ghosh S.K. Influence of Microalloying in High Carbon Pearlitic Steel // Materialstoday: Proceedings. 2019. V. 18. Part 7. 4835-4839 p. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.473.

22. Elwazri A.M., Wanjara P., Yue S. The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2005. V. 404. No. 1-2. 91-98 p. DOI: 10.1016/j.msea.2005.05.051.
23. Wang M., Zhang F., Yang Z. Effects of high-temperature deformation and cooling process on the microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength pearlite steel // *Materials & Design*. 2017. V. 114. 102-110 p. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.10.049.
24. Kuziak R., Pidvysots'kyi V., Pernach M., Rauch L., Zygmunt T., Pietrzyk M. Selection of the best phase transformation model for optimization of manufacturing processes of pearlitic steel rails // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2019. V. 19. No. 2. 535-546 p.
25. Tressia G., Sinatora A., Goldenstein H., Masoumi M. Improvement in the wear resistance of a hypereutectoid rail via heat treatment // *Wear*. 2020. V. 442-443. 203122 p. DOI: 10.1016/j.wear.2019.203122.
26. Chen Hu., Zhang C., Liu W., Li Q., Chen Ha., Yang Z., Weng Y. Microstructure evolution of a hypereutectoid pearlite steel under rolling-sliding contact loading // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. V. 655. 50-59 p. DOI: 10.1016/j.msea.2015.12.082.
27. Solano-Alvarez W., Gonzalez L.F., Bhadeshia H.K.D.H. The effect of vanadium alloying on the wear resistance of pearlitic rails // *Wear*. 2019. V. 436-437. 203004 p. DOI: 10.1016/j.wear.2019.203004.
28. Bevan A., Jaiswal J., Smith A., Cabral MO. Judicious selection of available rail steels to reduce life-cycle costs // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit*. 2020. V. 234. No. 3. 257-275 p. DOI: 10.1177/0954409718802639.
29. Ueda M., Matsuda K. Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels // *Wear*. 2020. V. 444-445. 203120 p. DOI: 10.1016/j.wear.2019.203120.

30. Baumann G., Fecht H.J., Liebelt S. Formation of white-etching layers on rail treads // *Wear*. 1996. V. 191. No. 1-2. 133-140 p. DOI: 10.1016/0043-1648(95)06733-7.
31. Newcom S.B., Stobbs W.M. A transmission electron microscopy study of the white-etching layer on a rail head // *Materials Science and Engineering. A*. 1984. V. 66. No. 2. 195-204 p. DOI: 10.1016/0025-5416(84)90180-0.
32. Clayton P., Allery M.B.P. Metallurgical aspects of surface damage problems in rails // *The Canadian Journal of Metallurgy and Materials Science*. 1982. V. 21. No. 1. 31-46 p. DOI: 10.1179/cmj.1982.21.1.31.
33. Jirásková Y., Svoboda J., Schneeweiss O., Daves W., Fischer F.D. Microscopic investigation of surface layers on rails // *Applied Surface Science*. 2005. V. 239. No. 2. 132-141 p. DOI: 10.1016/j.apsusc.2004.05.289.
34. Österle W., Rooch H., Pyzalla A., Wang L. Investigation of white etching layers on rails by optical microscopy, electron microscopy, X-ray and synchrotron X-ray diffraction / W. Österle, H., A. Pyzalla, L. Wang // *Materials Science and Engineering. A*. 2001. V. 303. No. 1. 150-157 p. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01842-6.
35. Lojkowski W., Djahanbakhsh M., Bürkle G., Gierlotka S., Zielinski W., Fecht H.-J. Nanostructure formation on the surface of railway tracks // *Materials Science and Engineering. A*. 2001. V. 303. No. 1-2. 197-208 p. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01947-X.
36. Zhang H.W., Ohsaki S., Mitao S., Ohnuma M., Hono K. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail // *Materials Science and Engineering: A*. 2006. V. 421. No. 1-2. 191-199 p. DOI: 10.1016/j.msea.2006.01.033.
37. Tung P.-Y., Zhou X., Mayweg D., Morsdorf L., Herbig M. Understoichiometric cementite in decomposing binary Fe-C pearlite exposed to rolling contact fatigue // *Acta Materialia*. 2021. V. 216. 117144 p. DOI: 10.1016/j.actamat.2021.117144.
38. Thiercelin L., Cazottes S., Saulot A., Lebon F., Mercier F., Le Burlot C., Dancette S., Fabreque D. Development of temperature-controlled shear tests to

reproduce white-etching-layer Formation in pearlitic rail steel // Materials. 2022. V. 15(19). 6590 p. DOI: 10.3390/ma15196590.

39. Гридасова Е.А., Фазилова З.Т., Никифоров П.А., Косьянов Д.Ю. Механизм образования и исследование свойств белого слоя в высокоуглеродистой рельсовой стали М76 // Мир транспорта. 2022. Т. 20. № 2 (99). 42-50 с. DOI: 10.30932/1992-3252-2022-20-2-4.

40. Al-Juboori A., Zhu H., Wexler D., Li H., Lu C., McCusker A., McLeod J., Pannila S., Barnes J. Characterisation of white etching layers formed on rails subjected to different traffic conditions // Wear. 2019. V. 436-437. 202998 p. DOI: 10.1016/j.wear.2019.202998.

41. Громов В.Е., Юрьев А.А., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф., Глезер А.М. Эволюция тонкой структуры в поверхностных слоях 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14. № 2. 267-273 с.

42. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А., Коновалов С.В. Перераспределение атомов углерода в дифференцированно закаленных рельсах при длительной эксплуатации // Изв. вузов. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 6. 456-459 с. DOI: 10.17073/0368-0797-2018-6-454-459.

43. Юрьев А.А., Громов В.Е., Морозов К.В., Перегудов О.А. Изменение структуры и фазового состава поверхности 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Изв. вузов Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 10. 826–830 с. DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-826-830.

44. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.А. и др. Природа поверхностного упрочнения дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 4. 67-85 с.

45. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Перегудов О.А., Глезер А.М., Коновалов С.В. Анализ механизмов деформационного упрочнения рельсовой стали в процессе длительной эксплуатации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2017. № 3. 76-84 с.

46. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.А., Перегудов О.А., Коновалов С.В., Морозов К.В., Гришунин В.А. Градиенты структуры и свойств поверхностных слоев дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2017. Т. 14. № 3. 297-305 с.

47. Юрьев А.А., Громов В.Е., Гришунин В.А., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф., Никитина Е.Н., Бащенко Л.П. Механизмы разрушения пластинчатого перлита дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2017. Т. 14. № 4. 438-444 с.

48. Иванов, Ю. Ф., Юрьев А.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Перегудов О.А. Преобразование карбидной фазы рельсов при длительной эксплуатации // *Изв. вузов Черная металлургия*. 2018. Т. 61. № 2. 140-148 с. DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-140-148.

49. Физика упрочнения поверхности катания головки рельсов из заэвтектидной стали после эксплуатации / Н. А. Попова, В. Е. Громов, А. Б. Юрьев, Е. А. Мартусевич, М. А. Порфирьев // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 2024. – Т. 67, № 4. – С. 424–432

50. Иванов, Ю. Ф. Физика деформационного упрочнения конструкционных сталей: монография / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Н. А. Попова, Ю. А. Шлярова, М. А. Порфирьев. – Москва: РУСАЙНС, 2023. – 160 с.

51. Gromov V.E., Semin A.P., Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Sundeev R.V., Konovalov S.V. Defect substructure change in 100-m differentially hardened rails in long-term operation // *Materials Letters*. 2017. V. 209. 224-227 p. DOI: 10.1016/j.matlet.2017.07.135.

52. Yur'ev A.A., Gromov V.E., Morozov K.V., Peregudov O.A. Long-term surface changes in differentially quenched 100-m Rail // *Steel in Translation*. 2017. V. 47. 658-661 p. DOI: 10.3103/S0967091217100126.

53. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф., Квин Р., Глезер А.М., Семин А.П. Трансформация структуры 100-метровых дифференцированно закаленных

рельсов при длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2018. Т. 15. № 1. 128-134 с. DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2018.01.017.

54. Поведение цементита в перлитных сталях при деформации / В. Е. Громов, М. А. Порфирьев, О. А. Перегудов, А. А. Серебрякова // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2023. – № 4 (46). – С. 9–20.

55. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кормышев В.Е., Шлярова Ю.А., Полевой Е.В., Юрьев А.А. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 4. Формирование градиентов структурно-фазового состояния металла головки рельсов по центральной оси после пропущенного тоннажа 1770 млн т брутто // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2021. № 3. 37-46 с.

56. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Рубанникова Ю.А., Кормышев В.Е., Юрьев А.А., Попова Н.А. Структурно-фазовое состояние и упрочнение рельсов после экстремально длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2021. Т. 18. № 3. 328-337 с. DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2021.03.010.

57. Порфирьев М.А. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Шляров В.В. Тонкая структура длинномерных рельсов из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации. – Новокузнецк: Полиграфист, 2023. 285 с.

58. Кузнецов Р.В., Перегудов О.А., Шляров В.В. Перераспределение атомов углерода в рельсах при сверхдлительной эксплуатации // Изв. вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. 134-136 с. DOI: 10.17073/0368-0797-2022-2-134-136.

59. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кузнецов Р.В., Глезер А.М., Шлярова Ю.А., Перегудов О.А. Деформационное преобразование структуры и фазового состава поверхности рельсов при сверхдлительной эксплуатации // Деформация и

разрушение материалов. 2022. № 1. 35-39 с. DOI: 10.31044/1814-4632-2022-1-35-39.

60. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Кормышев В.Е., Полевой Е.В. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 5. Градиентные структурно-фазовые состояния по радиусу скругления головки рельсов после сверхдлительной эксплуатации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2022. №. 1. 9-18 с. DOI: 10.54826/19979258_2022_1_56.

61. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Шлярова Ю.А., Юрьев А.А., Кормышев В.Е. Структура рельсов после экстремально длительной эксплуатации // Изв. вузов. Физика. 2022. № 3. 160-165 с. DOI: 10.17223/00213411/65/3/160.

62. Кузнецов Р.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кормышев В.Е., Шлярова Ю.А., Юрьев А.А. Градиенты структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры рельсов при сверхдлительной эксплуатации // Известия Алтайского государственного университета. 2022. № 1. 44-50 с. DOI: 10.14258/izvasu(2022)1-06.

63. Григорович К.В., Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А. Формирование тонкой структуры перлитной стали при сверхдлительной пластической деформации // Доклады РАН. Физика, технические науки. 2022. Т. 503. № 1. 69-72 с. DOI: 10.31857/S2686740022020079.

64. Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Kuznetsov R.V., Gromov V.E., Shliarova Yu.A., Semin A.P., Sundeev R.V. Fine structure formation in rails under ultra long-term operation // Materials Letters. 2022. V. 309. 131378 p. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.131378.

65. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kormyshev V.E., Rubannikova Yu.A., Kuznetsov R.V., Peregudov O.A. Physical nature of rails strengthening in extremely long-term Ooperation // AIP Conference Proceedings. 2022. V. 2509. No. 1. 020082 p. DOI: 10.1063/5.0084583.

66. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А., Коновалов С.В. Перераспределение атомов углерода в дифференцированно закаленных рельсах при длительной эксплуатации // Изв. вузов. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 6. 454-459 с. DOI: 10.17073/0368-0797-2018-6-454-459.
67. Кормышев В.Е., Юрьев А.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Рубанникова Ю.А., Полевой Е.В. Стадии преобразования пластинчатого перлита дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 2. 51-56 с.
68. Tsellernaer V.Ya. Substructural and phase transformations during intense plastic deformation of metals // Steel Trans. 1999. V. 29. No. 12. 75-81 p.
69. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Chernyavskii A.G. Plastic distortion as a fundamental mechanism in nonlinear mesomechanics of plastic deformation and fracture // Phys. Mesomech. 2016. V. 19. No. 3. 255-268 p. DOI: 10.1134/S1029959916030048.
70. Panin V.E., Derevyagina L.S., Lebedev M.P., Syromyatnikova A.S., Surikova N.S., Pochivalov Yu.I., Ovechkin B.B. Scientific basis for cold shortness of structural bcc steels and their structural degradation at below zero temperatures // Phys. Mesomech. 2017. V. 20. No. 2. 125-133 p. DOI:10.1134/S1029959917020023.
71. Гаврилюк В.Г., Герцрикен Д.С., Полушкин Ю.А., Фальченко В.М. Механизм распада цементита при пластической деформации стали // ФММ. 1981. Т. 51. № 1. 147-152 с.
72. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г. Распад цементита при пластической деформации стали // Металлофизика. 1982. Т. 4. № 3. 74-87 с.
73. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Mater. Sci. Eng.: A. 2003. V. 345. No. 1-2. 81-89 p. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00358-1.
74. Li Y.J., Choi P., Borchers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite // Acta Mater. 2011. V. 59. No. 10. 3965-3977 p. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.03.022.

75. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires // Scripta Mater. 2001. V. 45. No. 12. 1469-1472 p. DOI: 10.1016/S1359-6462(01)01185-X.
76. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Нелинейные волновые процессы в деформируемом твердом теле как многоуровневой иерархически организованной системе // УФН. 2012. Т. 182. № 12. 1351-1357 с. DOI: 10.3367/UFNr.0182.201212i.1351.
77. Панин В.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Кормышев В.Е. Роль кривизны решетки в деградации структуры поверхностного слоя металла рельсов при длительной эксплуатации // Доклады РАН. Физика, технические науки. 2020. Т. 49. 68-71 с. DOI: 10.31857/S2686740020050144.
78. Коллектив. монография / под ред. В.М. Счастливцева. Цементит в углеродистых сталях // Екатеринбург: Издательство УМЦ УПИ. 2017. 380 с.
79. Terashima T., Tomota Y., Isaka M., Suzuki T., Umemoto M., Todaka Y. Strength and deformation behavior of bulky cementite synthesized by mechanical milling and plasma-sintering // Scr. Mater. 2006. V. 54. No. 11. 1925-1929 p. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.02.011.
80. Qin Y., Mayweg D., Tung P.-Y., Pippan R., Herbig M. Mechanism of cementite decomposition in 100Cr6 bearing steels during high pressure torsion // Acta Mater. 2020. V. 201. 79-93 p. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.069.
81. Zhang X.D., Godfrey A., Liu W., Liu Q. Study on dislocation slips in ferrite and deformation of cementite in cold drawn pearlitic steel wires from medium to high strain // Mater. Sci. Technol. 2011. V. 27. No. 2. 562-567 p. DOI: 10.1179/026708309X12512744154405.
82. Umemoto M., Todaka Y., Tsuchiya K. Mechanical properties of cementite and fabrication of artificial pearlite // Mater. Sci. Forum. 2003. V. 426-432. 859-864 p. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.426-432.859.
83. Argibay N., Chandross M., Cheng S., Michael J.R. Linking microstructural evolution and macro-scale friction behavior in metals // J. Mater. Sci. 2017. V. 52. 2780-2799 p. DOI: 10.1007/s10853-016-0569-1.

84. Kapp M.W., Hohenwarter A., Wurster S., Yang B., Pippan R. Anisotropic deformation characteristics of an ultrafine-and nanolamellar pearlitic steel // *Acta Mater.* 2016. V. 106. 239-248 p. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.12.037.
85. Embury J.D., Hirth J.P. On dislocation storage and the mechanical response of fine scale microstructures // *Acta Metall. Mater.* 1994. V. 42. No. 6. 2051-2056 p. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90030-2.
86. Borchers C., Kirchheim R. Cold-drawn pearlitic steel wires // *Prog. Mater. Sci.* 2016. V. 82. 405-444 p. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2016.06.001.
87. Embury J., Fisher R. The structure and properties of drawn pearlite // *Acta Metallurgica.* 1966. V. 14. No. 2. 147-159 p. DOI: 10.1016/0001-6160(66)90296-3.
88. Mishra K., Pachauri A., Singh A. Deformation, wear and microstructural evolution of nano-structured pearlite under repeated contact sliding // *Tribol. Lett.* 2018. V.66. No. 3. 109 p. DOI: 10.1007/s11249-018-1064-4.
89. Narayanaswamy B., Ghaderi A., Hodgson P., Cizek P., Chao Q., Safi M., Beladi H. Abrasive wear resistance of ferrous microstructures with similar bulk hardness levels evaluated by a scratch-tester method // *Metall. Mat. Trans. A.* 2019. V. 50. 4839-4850 p. DOI: 10.1007/s11661-019-05354-2.
90. Perez-Unzueta A.J., Beynon J.H. Microstructure and wear resistance of pearlitic rail steels // *Wear.* 1993. V. 162-164. 173-182 p. DOI: 10.1016/0043-1648(93)90498-B.
91. Ueda M., Uchino K., Senuma T. Influence of microstructure on rolling contact wear in high carbon steels // *J. of the Iron and Steel Institute of Japan.* 2004. V. 90. No. 12. 1023-1030 p. DOI: 10.2355/tetsutohagane1955.90.12_1023.
92. Das Bakshi S., Leiro A., Prakash B., Bhadeshia H.K.D.H. Dry rolling/sliding wear of nanostructured pearlite // *Mater. Sci. Technol.* 2015. V. 31. No. 14. 1735-1744 p. DOI: 10.1179/1743284714Y.00000000751.
93. Takahashi J., Kosaka M., Kawakami K., Tarui T. Change in carbon state by low-temperature aging in heavily drawn pearlitic steel wires // *Acta Mater.* 2012. V. 60. No. 1. 387-395 p. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.09.014.

94. Li Y.J., Choi P., Goto S., Borchers C., Raabe D., Kirchheim R. Evolution of strength and microstructure during annealing of heavily cold-drawn 6.3 GPa hypereutectoid pearlitic steel wire // *Acta Mater.* 2012. V. 60. No. 9. 4005-4016 p. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.03.006.
95. Park J., Kim S.-D., Hong S.-P., Baik S.-I., Ko D.-S., Lee C.Y., Lee D.-L., Kim Y.-W. Quantitative measurement of cementite dissociation in drawn pearlitic steel, *Mater. Sci. Eng.: A.* 2011. V. 528. No. 15. 4947-4952 p. DOI: 10.1016/j.msea.2011.03.051.
96. Wetscher F., Pippan R., Sturm S., Kauffmann F., Scheu C., Dehm G. TEM investigations of the structural evolution in a pearlitic steel deformed by high-pressure torsion // *Metall. Mat. Trans. A.* 2006. V. 37. 1963-1968 p. DOI: 10.1007/s11661-006-0138-3.
97. Djaziri S., Li Y., Nematollahi G.A., Grabowski B., Goto S., Kirchlechner C., Kostka A., Doyle S., Neugebauer J., Raabe D., Dehm G. Deformation-induced martensite: A new paradigm for exceptional steels // *Adv. Mater.* 2016. V. 28. No. 35. 7753-7757 p. DOI: 10.1002/adma.201601526.
98. Wayne S.F., Rice S.L., Minakawa K., Nowotny H. The role of microstructure in the wear of selected steels // *Wear.* 1983. V. 85. No. 1. 93-106 p. DOI: 10.1016/0043-1648(83)90338-1.
99. Padap A.K., Chaudhari G.P., Nath S.K. Mechanical and dry sliding wear behavior of ultrafine-grained AlSi 1024 steel processed using multiaxial forging // *J. Mater. Sci.* 2010. V. 45. 4837-4845 p. DOI: 10.1007/s10853-010-4430-7.
100. Olivares R.O., Garcia C.I., DeArdo A., Kalay S., Robles Hernandez F.C. Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use // *Wear.* 2011. V. 271. No. 1-2. 364-373 p. DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.048.
101. Todaka Y., Umemoto M., Tsuchiya K. Microstructural change of cementite in carbon steels by deformation // *Mater. Sci. Forum.* 2014. V. 449-452. 525-528 p. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.449-452.525.

102. Mussi A., Cordier P., Ghosh S., Garvik N., Nzogang B.C., Carrez Ph., Garruchet S. Transmission electron microscopy of dislocations in cementite deformed at high pressure and high temperature // *Philos. Mag.* 2016. V. 96. No. 17. 1773-1789 p. DOI: 10.1080/14786435.2016.1177670.
103. Ghaffarian H., Taheri A.K., Kang K., Ryu S. Molecular dynamics simulation study of the effect of temperature and grain size on the deformation behavior of polycrystalline cementite // *Scr. Mater.* 2015. V. 95. 23-26 p. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2014.09.022.
104. Kumar A., Agarwal G., Petrov R., Goto S., Sietsma J., Herbig M. Microstructural evolution of white and brown etching layers in pearlitic rail steels // *Acta Mater.* 2019. V. 171. 48-64 p. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.04.012.
105. Chen H., Zhang C., Liu W., Li Q., Chen H., Yang Z., Weng Y. Microstructure evolution of a hypereutectoid pearlite steel under rolling-sliding contact loading // *Mater. Sci. Eng. A.* 2016. V. 655. 50-59 p. DOI: 10.1016/j.msea.2015.12.082.
106. Mayweg D., Morsdorf L., Wu X., Herbig M. The role of carbon in the white etching crack phenomenon in bearing steels // *Acta Mater.* 2021. V. 203. 116480 p. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.11.022.
107. Greco A., Sheng S., Keller J., Erdemir A. Material wear and fatigue in wind turbine systems // *Wear.* 2013. V. 302. No. 1-2. 1583-1591 p. DOI: 10.1016/j.wear.2013.01.060.
108. Pan J., Chen L., Liu C., Zhang G., Ren R. Relationship between the microstructural evolution and wear behavior of U71Mn rail steel // *J. Mater. Eng. Perform.* 2021. V. 30. 1090-1098 p. DOI: 10.1007/s11665-021-05452-6.
109. Karkina L.E., Karkin I.N., Kabanova I.G., Kuznetsov A.R. Crystallographic analysis of slip transfer mechanisms across the ferrite/cementite interface in carbon steels with fine lamellar structure // *J. Appl. Crystallogr.* 2015. V. 48. 97-106 p. DOI: 10.1107/S1600576714026107.
110. Zhang K., Wang Z.B. Strain-induced formation of a gradient nanostructured surface layer on an ultrahigh strength bearing steel // *J. Mater. Sci. Technol.* 2018. V. 34. No. 9. 1676-1684 p. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.12.012.

111. Tsybenko H., Tian C., Rau J., Breitbach B., Schreiber P., Greiner C., Dehm G., Brinckmann S. Deformation and phase transformation in polycrystalline cementite (Fe₃C) during single- and multi-pass sliding wear // *Acta Materialia*. 2022. V. 227. 117694 p. DOI: 10.1016/j.actamat.2022.117694.
112. Яковлева И.Я., Карякина П.Е. ПЭМ анализ дефектов в структурных составляющих крупнопластинчатого перлита после холодной и пластической деформации в книге: Цементит в углеродистых сталях. / под ред. В.М. Счасливцева. Екатеринбург: Издательство УМУ УПИ, 2017. 285-301 с.
113. Целлермаер В.Я. Субструктурно-фазовые превращения при интенсивной пластической деформации металлов // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1999. № 12. 44-49 с.
114. Gavriliyuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // *Materials Science and Engineering: A*. 2003. V. 345. No. 1-2. 81–89 p. DOI: 10.1016/s0921-5093(02)00358-1.
115. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в сталях // *АН УССР, Ин-т металлофизики*. - Киев : Наук. думка. 1987. 208 с.
116. Громов В.Е., Козлов Э.В., Целлермаер В.Я., Базайкин В.И. Физика и механика волочения и объемной штамповки / Под ред. В.Е. Громова, Э.В. Козлова // М.: Недра. 1997. 289 с.
117. Benoît D., Salima B., Marion R. Multiscale characterization of head check initiation on rails under rolling contact fatigue: Mechanical and microstructure analysis // *Wear*. 2016. V. 366-367. 383-391 p. DOI: 10.1016/j.wear.2016.06.019.
118. Dylewski B., Risbet M., Bouvier S. The tridimensional gradient of microstructure in worn rails – Experimental characterization of plastic deformation accumulated by RCF // *Wear*. 2017. V. 392-393. 50-59 p. DOI: 10.1016/j.wear.2017.09.001.
119. Masoumi M., Sinatora A., Goldenstein H. Role of microstructure and crystallographic orientation in fatigue crack failure analysis of a heavy haul railway rail // *Engineering Failure Analysis*. 2019. V. 96. 320-329 p. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2018.10.022.

120. Zhou L., Bai W., Han Z., Wang W., Hu Y., Ding H., Lewis R., Meli E., Liu Q., Guo J. Comparison of the damage and microstructure evolution of eutectoid and hypereutectoid rail steels under a rolling-sliding contact // *Wear*. 2022. V. 492-493. 204233 p. DOI: 10.1016/j.wear.2021.204233.
121. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. – New York: Springer. 2014. 717 p.
122. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. – Berlin: Springer International Publishing. 2016. 518 p.
123. Салтыков С.А. *Стереометрическая металлография*. – М.: Металлургия. 1970. 376 с.
124. Чернявский В.С. *Стереология в металловедении*. – М.: Металлургия. 1977. 280 с.
125. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. *Дисперсионное упрочнение стали*. – М.: Металлургия. 1979. 208 с. Юрьев А.А. *Эволюция структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов в процессе длительной эксплуатации. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук*. – Новокузнецк: СибГИУ, 2018. – 183 с.
126. Конева Н.А., Козлов Э.В. *Дислокационная структура и физические механизмы упрочнения металлических материалов // Перспективные материалы. Структура и методы исследования / Под ред. Д.Л. Мерсона. Тула: ТГУ, М.: МИСиС, 2006. 267-273 с.*
127. Попова Н.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. и др. *Внутренние напряжения в поликристаллических материалах*. – Новокузнецк: Полиграфист. 2022. 144 с.
128. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. *Структура перлита и конструктивная прочность стали*. – Новосибирск: Наука. 1993. 280 с.
129. Порфирьев, М.А. *Эволюция структурно-фазового состояния и свойств рельсов из заэвтектоидной стали при длительной эксплуатации / М.А. Порфирьев, В.Е. Громов, Р.Е. Крюков // Известия вузов. Черная металлургия. – 2023. – Т.66. – № 3. – с. 327-329.*

130. Иванов, Ю.Ф. Эволюция тонкой структуры рельсов из заэвтектоидной стали при длительной эксплуатации. Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, М.А. Порфирьев, Р.Е. Крюков, В.В. Шляров, Е.В. Полевой // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2023. – № 2. – с. 27-35.

131. Попова, Н.А. Влияние длительной эксплуатации на структурно-фазовое состояние заэвтектоидной рельсовой стали / Н.А. Попова, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, М.А. Порфирьев, Е.Л. Никоненко, Ю.А. Шлярова // Материаловедение. – 2023. – № 10. – с. 17-28.

132. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.

133. Hirotsu I., Hagakura S. Electron microscopy and diffraction study of the carbide precipitated of the first stage of tempering of martensite medium carbon steels // Trans. Jap. Inst. Met. – 1974. – Vol.15. – No. 1. – P. 129-134.

134. Speich G.R., Leslie W.C. Tempering of steels // Met. Trans. – 1972. – Vol.3. – No. 5. – P. 1043-1054.

135. Белоус М.В., Черепин В.Т., Васильев М.А. Превращения при отпуске стали. – М.: Металлургия, 1973. – 232 с.

136. Могутнов Б.М., Томилин И.А., Шварцман Л.М. Термодинамика железо-углеродистых сплавов. – М.: Металлургия, 1972. – 328 с.

137. Inoue A., Arakawa S., Masumoto T. In situ transformation of cementite to M_7C_3 and internal defect of M_7C_3 in high carbon - chromium steel by tempering // Trans. Jap. Inst. Met. – 1978. – Vol.19. – No. 1. – P. 11-17.

138. Inoue A., Masumoto T. Carbide reaction ($M_3C - M_7C_3 - M_{23}C_6 - M_6C$) during tempering of rapidly solidified high carbon Cr-W and Cr-Mo steels // Met. Trans. – 1980. – Vol.11A, N5. – P. 739-747.

139. Raynor D., Whiteman J.A., Honeycombe R.W.K. In situ transformation of Fe_3C to Mo_2C in iron-molybdenum-carbon alloys // J. Iron and Steel Inst. – 1966. – Vol.204. – No. 11. – P. 1114-1116.

140. Ronald T.M.F., Boodswort C. Change in mechanical properties during the fourth-stage tempering of chromium steels // J. Iron and Steel Inst. – 1965. – Vol.203. – No. 3. – P. 252-259.
141. Устиновщиков Ю.И. Вторичное твердение конструкционных легированных сталей. – М. Metallurgia, 1982. – 128 с.
142. Raynor D., Whiteman J.A., Honeycombe R.W.K. Precipitation of molybdenum and vanadium carbide in high-purity iron alloys // J. Iron and Steel Inst. – 1966. – Vol.204. – No. 4. – P. 349-354.
143. Tekin E., Kelly P. Secondary hardening of vanadium steels // Iron and Steel Inst. – 1965. – V.203. – No. 7. – P. 715-720.
144. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК-сталях при деформации // Изв. РАН. Серия физическая. – 2004. – Т. 68. – № 10. – С. 1419-1428.
145. Иванов, Ю.Ф. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний в головке рельсов специального назначения после эксплуатации / Ю.Ф. Иванов, М.А. Порфирьев, В.Е. Громов, Р.Е. Крюков, Ю.А. Шлярова // Деформация и разрушение материалов. – 2023. – № 11. – с. 33-38.
146. Попова, Н.А. Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в заэвтектоидной стали / Н.А. Попова, В.Е. Громов, Е.Л. Никоненко, Ю.Ф. Иванов, М.А. Порфирьев, В.В. Шляров, Р.Е. Крюков // Известия вузов. Физика. – 2024. – Т. 67, № 2. – DOI: 10.17223/00213411/67/2/8.
147. Popova, N.A. Evaluation of mechanisms for strengthening of surface layers of long rails in different directions under continuous operation / N.A. Popova, V.E. Gromov, A.I. Potekaev, E.L. Nikonenko, A.A. Klopotov, M.A. Porfiriev, O.A. Kondratova, V.I. Borodin // Russian Physics Journal. – 2024. – Vol. 67, No. 8. – DOI: 10.1007/s11182-024-03226-w
148. Попова Н.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Никоненко Е.Л., Порфирьев М.А. Джемела П.В. Влияние дислокационной структуры на упрочнение заэвтектоидной рельсовой стали // Деформация и разрушение материалов. № 9, 2025. С. 2 – 12

149. Yuriev A.B., Yuriev A.A., Gromov V.E., Konovalov S.V., Porfiriev M.A., Litovchenko I.Yu., Popova N.A. Structural and phase states and properties of rails made of hypereutectoid steel after long-term operation // Russian Physics Journal. – 2025. – V. 68. – Issue. 9 – P. 2 – 7. – DOI: 10.1007/s11182-025-03569-y
150. Gleser A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. Plastic Deformation of Nanostructured Materials. – CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton, London, New York, 2017. 321 p.
151. Прыка Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей // МиТОМ. – 1975. – №7. – С.3-8.
152. Козлов Э.В., Конева Н.А. Природа упрочнения металлических материалов // Изв. вузов. Физика. – 2002 (приложение). – Т. 45. – № 3. – С. 52-71.

ПРИЛОЖЕНИЕ А. АКТ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ

УТВЕРЖДАЮ
Технический директор
АО «Евраз-Объединенный ЗСМК»,
Р.Н. Молоканов

**АКТ**

об использовании результатов работы Порфирьев М.А.

«Структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура и механизмы упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации»

Настоящим актом подтверждается, что технические специалисты рельсового производства АО «Евраз-Объединенный ЗСМК» на техническом совете ознакомились с результатами диссертационной работы Порфирьева Михаила Анатольевича «Структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура и механизмы упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации».

Данные структурно-фазовых превращений, перераспределения углерода, происходящих в 100-метровых дифференцированно-закаленных рельсах после 187 млн. тонн брутто пропущенного тоннажа на испытательном кольце «ВНИИЖТ» по центральной оси и радиусу скругления выкружки головки рельсов, механизмы упрочнения и теоретические значения аддитивного предела текучести и механические свойства использованы для сравнительного анализа с соответствующими параметрами дифференцированно закаленных рельсов в исходном состоянии после термомеханического упрочнения и последующей корректировки режимов дифференцированной закалки рельсов ДТ400ИК.

Ожидаемый годовой экономический эффект составляет 3,0 млн рублей.

ПРИЛОЖЕНИЕ Б. АКТ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ

УТВЕРЖДАЮ
Генеральный директор
ООО «Кузнецкий машиностроительный завод-Металлургия»,
к.т.н. Р.В. Кузнецов

**АКТ**

использования результатов диссертационной работы Порфирьева М.А.
«Структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура и механизмы
упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации».

Рассмотренная и обсужденная на заседании технического совета предприятия диссертационная работа М.А. Порфирьева «Структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура и механизмы упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации» позволяет рекомендовать полученные результаты изменения структурно-фазовых состояний, механических свойств, макро и микроструктуры поверхности головки по центральной оси и радиусу скругления выкружки длинномерных, дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ400ИК после различных сроков длительной эксплуатации к разработке дополнений к технологической инструкции по выявлению мест локализации концентраторов напряжений и зарождения микротрещин при неразрушающем контроле, что обеспечит сокращение сроков работ по проверке состояния рельсов. Ожидаемый годовой экономический эффект 3,5 млн. рублей.

Начальник
технического отдела

А.Г. Фролов

ПРИЛОЖЕНИЕ В. СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ



**ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ
ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ**
**«Кузбасский региональный инженерный
консультационный центр»**

650903, г. Кемерово, проспект Ленина, д. 33 корп. 2. тел. (3842) 45-27-54, kuzbass-rikc@inbox.ru

«УТВЕРЖДАЮ»:

Директор
ООО «Кузбасский Региональный
Инженерный Консультационный Центр»,
д.т.н., профессор
А.Н. Смирнов



«15» 10. 2025

СПРАВКА

Об использовании результатов диссертационной работы
Порфирьева М.А. «Структурно-фазовые состояния, дислокационная
субструктура и механизмы упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали
после эксплуатации»

Настоящей справкой подтверждается, что результаты диссертационной работы Порфирьева Михаила Анатольевича «Структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура и механизмы упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации», полученные по центральной оси и выкружке для 100-метровых дифференцированно-закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 187 млн тонн брутто на испытательном кольце «ВНИИЖТ», а также предложенные механизмы упрочнения и найденные теоретические значения аддитивного предела текучести могут быть использованы при контроле технического состояния рельсов в процессе эксплуатации. Обнаруженные закономерности перераспределения углерода и структурно-фазовых изменений, происходящие в поверхностных слоях на глубине до 10 мм дифференцированно закаленных рельсов, являются основанием для сокращения сроков регламентных работ по проверке состояния поверхности катания.

Ожидаемый экономический эффект составляет 3 млн руб.

Начальник
лаборатории контроля металлов, к.т.н.

Е. А. Ожиганов

ПРИЛОЖЕНИЕ Г. СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной и
инновационной деятельности
ИжТТУ имени М.Т. Калашникова,
к.т.н., доцент А.Н. Копысов

«14» октября 2025

СПРАВКА

об использовании результатов диссертационной работы Порфирьева М.А.
«Структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура и механизмы
упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации»

Результаты исследования структурно-фазового состояния, дефектной субструктуры и механических свойств длинномерных рельсов из заэвтектоидной после экстремально длительной эксплуатации и при деформационном упрочнении рельсовой стали были использованы при конечно-элементном моделировании напряженно-деформированного состояния рельсов в зависимости от температуры. Отмечена корреляция значений избыточной плотности дислокаций и внутренних дальнедействующих полей напряжений с данными оценки напряженно-деформированного состояния. Обнаружена корреляция твердости рельсов после экстремально длительной эксплуатации с изменением скоростей поверхностных и головных ультразвуковых волн вблизи поверхности катания головки рельсов, что позволяет реализовать методику неразрушающего контроля твердости акустическим методом.

Апробация результатов диссертационной работы Порфирьева Михаила Анатольевича «Структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура и механизмы упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации» апробирована в рамках научного направления кафедры «Приборы и методы измерений, контроля, диагностики» по разработке методик оценки напряженно-деформированного состояния металлоконструкций. Результаты используются при выполнении выпускных квалификационных работ по направлению 12.03.01 Приборостроение (профиль «Приборы и методы контроля и диагностики»).

Профессор кафедры
«Приборы и методы измерений,
контроля, диагностики»,
д.т.н., профессор

О.В. Муравьева

ПРИЛОЖЕНИЕ Д. СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной и
инновационной деятельности СибГИУ,
д.т.н., профессор С.В. Коновалов**СПРАВКА**

об использовании результатов диссертационной работы Порфирьева М.А.
«Структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура и механизмы
упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации»

Результаты диссертационной работы Порфирьева Михаила
Анатольевича «Структурно-фазовые состояния, дислокационная
субструктура и механизмы упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали
после эксплуатации» использованы в научной деятельности и учебном
процессе Сибирского государственного индустриального университета, в
частности, при создании отчетов по научно-исследовательской практике и
выполнении научно-квалификационных работ по специальности 03.06.01
Физика и астрономия (профиль «Физика конденсированного состояния»).

Начальник Управления
научных исследований СибГИУ
д.т.н., доцент

Д.В. Загуляев

Зав. кафедрой ЕНД им. проф. В.М. Финкеля
д.ф.-м.н., профессор

В.Е. Громов