

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Сибирский государственный индустриальный университет»

На правах рукописи



Кузнецов Роман Вадимович

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ, ДЕФЕКТНАЯ СУБСТРУКТУРА И
СВОЙСТВА ДЛИННОМЕРНЫХ РЕЛЬСОВ ПОСЛЕ ЭКСТРЕМАЛЬНО
ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Специальность 01.04.07 – физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель –
д.ф.-м.н., проф. Громов В.Е.

Новокузнецк – 2022

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ В РЕЛЬСАХ И ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ.....	13
1.1 Структура и свойства рельсов, формируемые в процессе термического упрочнения.....	13
1.2 Изменение структуры и свойств объемно-закаленных рельсов при эксплуатации	16
1.3 Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации.....	25
1.3.1 Изменение макроструктуры рельсовой стали после гарантийного срока эксплуатации	25
1.3.2 Изменения микроструктуры рельсовой стали после гарантийного срока эксплуатации	26
1.3.3 Образование белого слоя на поверхности катания после эксплуатации .	30
1.3.4 Изменения макро- и микроструктуры после пропущенного тоннажа 1411 миллионов тонн брутто	32
1.3.5 Оценка структуры металла рельсов после пропущенного тоннажа 1411 миллионов тонн брутто на наноуровне	34
1.4 Выводы из литературного обзора и постановка задач исследования.....	36
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	39
2.1 Материал исследования.....	39
2.2 Методики исследования структуры	39
2.2.1 Макро - и микроструктурные исследования	40
2.2.2 Рентгеноструктурные исследования	42
2.2.3 ПЭМ исследования структуры	43
2.3 Методика определения механических свойств.....	46
ГЛАВА 3 СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА РЕЛЬСОВ НА РАЗЛИЧНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ ПОСЛЕ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	48

3.1 Структура рельсов после дифференцированной закалки (исходное состояние)	48
3.2 Эволюция структуры и свойств рельсов на макро- и микромасштабных уровнях	50
3.3 Механические свойства рельсов после экстремально длительной эксплуатации	60
3.4 Выводы по главе 3	67
ГЛАВА 4 ГРАДИЕНТЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСОВ ПОСЛЕ УЛЬТРАДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	68
4.1 Формирование градиентов по радиусу скругления рабочей выкружки головки рельсов	68
4.2 Градиенты структурно-фазового состояния головки рельсов по центральной оси	79
4.3 Выводы по главе 4	92
ГЛАВА 5 ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПРОЧНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ ПРИ СВЕРХДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	94
5.1 Оценка механизмов упрочнения головки рельсов по разным направлениям	94
5.2 Перераспределение атомов углерода	99
5.3 Выводы по главе 5	102
ГЛАВА 6 АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ	104
6.1 Использование результатов диссертационной работы в промышленности	109
6.2 Использование результатов диссертационной работы в научной деятельности и учебном процессе	110
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	112
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	115
ПРИЛОЖЕНИЕ 1	142
ПРИЛОЖЕНИЕ 2	143
ПРИЛОЖЕНИЕ 3	144
ПРИЛОЖЕНИЕ 4	145
ПРИЛОЖЕНИЕ 5	146

ВВЕДЕНИЕ

Железнодорожная отрасль нашей страны имеет стратегическое значение. Она является связующим звеном единой экономической системы, обеспечивающим стабильную деятельность промышленных предприятий, и своевременную доставку жизненно важных грузов самых в отдаленные районы страны, а также является самым доступным транспортом для миллионов граждан. По данным ОАО «РЖД» на 2020 год развернутая сеть путей является одной из самых протяженных в мире и составляет свыше 125 тыс. км. Одним из основных элементов верхнего строения железных дорог являются рельсы.

Повышение эксплуатационной стойкости железнодорожных рельсов, связанное с улучшением их качества, обеспечивает технический прогресс на железнодорожном транспорте. Актуальность проблемы повышения качества рельсов обусловлена тем, что дальнейшее развитие железнодорожного транспорта предъявляет всё возрастающие требования к ним.

Стоит задача увеличить межремонтный тоннаж до 2,5 млрд т брутто, повысить погонные нагрузки вагонов до 10,5-11 т/м, осевые нагрузки до 25 т/ось, массу грузовых поездов до 1000 т, на ряде направлений скорость движения пассажирских поездов до 300 км/час. Выполнение этих мероприятий предъявляет повышенные требования к качеству рельсов. Поэтому, учитывая огромную роль железных дорог в народном хозяйстве, производство рельсов, соответствующих современным условиям эксплуатации, стало весьма актуальным.

Увеличение нагрузок на ось, скорости движения и массы поездов, интенсивности движения и грузонапряжённости вызывает необходимость дальнейшего повышения надёжности и эксплуатационной стойкости рельсов и обуславливает более высокий уровень требований к ним по чистоте стали, твердости, контакта-усталостной прочности, сопротивлению образованию контактно-усталостных дефектов, боковому износу и хрупкому разрушению.

Для решения этих задач на АО «Евраз-объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (ранее Кузнецкий металлургический комбинат) в 2013 г. стали производить длинномерные дифференцированно закаленные рельсы. Установленные на экспериментальном кольце РЖД в г. Щербинке эти рельсы уже выдержали около 2 млрд. тонн брутто пропущенного тоннажа. Совершенно очевидно, что такие длительные испытания приводят к существенным изменениям структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и механических свойств, способным привести к выходу рельсов из строя. Получение информации в этой области чрезвычайно актуально в связи с необходимостью корректировки режимов термомеханической обработки, увеличением межремонтного тоннажа уже созданных 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов, и созданием рельсов повышенной контактно-усталостной и низкотемпературной выносливости, рельсов для высокоскоростных магистралей.

Для этих целей необходим комплексный подход к анализу морфологии и дефектной структуры, фазового состава, механических и свойств, включающий методы современного физического материаловедения и, в первую очередь, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). На основе выявленных зависимостей эволюции структуры, дефектной субструктуры, фазового состава, механических свойств при длительной эксплуатации рельсов возможна количественная оценка механизмов упрочнения рельсов, таких как субструктурное упрочнение, дислокационное упрочнение, упрочнение полями внутренних напряжений, перлитной составляющей, частицами цементита. Аддитивное суммирование этих механизмов позволяет оценить теоретический предел текучести и сравнить его с экспериментально полученным.

Основные направления исследований изношенных рельсов в отечественном и зарубежном научном сообществах связаны с изучением процессов структурно-фазовых изменений и свойств и моделировании этих процессов, сопровождающихся ухудшением физико-механических параметров. Очевидно, что эти направления взаимосвязаны и взаимодополняют.

Процессы, протекающие в местах при severe plastic deformation – интенсивной пластической деформации, активно изучаемые металлофизиками и металловедомы в последние годы, могут рассматриваться как соответствующие процессам при экстремально длительной эксплуатации. И в тех и других случаях фиксируется формирование зерен наноразмерного диапазона. Сложное напряженно-деформированное состояние в сечении рельсов при эксплуатации вместе с дифференцированным термомодеформационным упрочнением при прокатке рельсов приводит к иницированию целого комплекса нежелательных сложных процессов, обеспечивающих ухудшение эксплуатационных свойств.

В этой связи установление закономерностей изменения структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и механических свойств в разных сечениях рельса при сверхдлительной эксплуатации является **актуальным**.

Степень разработанности темы.

Анализ причин износа и деградации свойств рельсов при эксплуатации является традиционным направлением в физике сталей. Анализ работ отечественных и зарубежных исследователей последних двух десятилетий показывает, что как в объемно-закаленных (пропущенный тоннаж 500-1000 млн. тонн) так и в дифференцированно закаленных (пропущенный тоннаж до 1411 млн. тонн) изменение в поверхностных слоях головки рельсов структуры, накопление плотности дислокаций, аномально высокая микротвердость, наличие белого слоя способны привести к выходу рельсов из строя. Выявлен многофакторный характер природы упрочнения поверхности катания рельсов и оценены основные механизмы.

Целью работы является выявление физических механизмов упрочнения и установление закономерностей формирования структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры, механических свойств по центральной оси и радиусу скругления выкружки головки длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 1770 млн. тонн).

Для реализации цели работы решены следующие задачи:

1. Проанализировать структурные состояния перлита на глубине 10 и более мм в головке рельсов по различным направлениям и оценить скалярную и избыточную плотность дислокаций.
2. Изучить распределение прочностных и пластических свойств рельсовой стали, твердости и микротвердости по сечению головки рельсов.
3. Выявить градиентный характер изменения относительного содержания различных типов структуры вдоль центральной оси симметрии и радиуса скругления выкружки головки рельсового профиля.
4. Количественно оценить изменение скалярной и избыточной плотности дислокаций на расстояниях 0, 2, 10 мм вдоль центральной оси симметрии головки рельсов и радиуса скругления выкружки.
5. Провести сравнение перераспределения карбидной фазы и атомов углерода по центральной оси и радиусу скругления выкружки головки.
6. Количественно оценить вклады структурных составляющих и дефектной субструктуры и механизмы упрочнения головки рельсов по разным направлениям.
7. Выявить и обосновать направления апробации и использования полученного банка данных в промышленности, в научной деятельности и учебном процессе.

Научная новизна.

1. С использованием высокоинформативных методов современного физического материаловедения впервые получены новые знания о структурно-фазовых состояниях, дислокационной субструктуре и механических свойствах длинномерных термоупрочненных рельсов в сечении головки после экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 1770 млн. тонн брутто).
2. Выявлен градиентный характер изменения относительного содержания различных типов структуры, скалярной и избыточной плотности дислокаций в сечении головки рельсов.
3. Произведена количественная оценка механизмов упрочнения на разных расстояниях от поверхности катания.

4. Произведена количественная оценка перераспределения карбидной фазы и атомов углерода в головке рельсов при эксплуатации.

5. Выполнено сравнение суммарного предела текучести по разным направлениям в головке рельсов после различного объема пропущенного тоннажа.

Научная и практическая значимость работы состоит в углубление знаний о физических процессах формирования структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры, перераспределения карбидной фазы и углерода в дифференцированно термоупрочненных рельсах в реальных условиях эксплуатации. Выявлен градиентный характер изменения структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры рельсовой стали, характеризующийся определенными закономерными изменениями скалярной и избыточной плотности дислокаций, относительного содержания типов структуры, карбидной фазы и атомов углерода в сечении головки рельсов. Это позволило выявить физическую природу и количественно оценить механизмы упрочнения на разных расстояниях от поверхности катания.

Результаты диссертации могут быть использованы для сравнительного анализа и корректировки режимов термомеханического упрочнения, мониторинга дефектоскопии рельсов, обоснования сроков регламентных работ по проверке состояния рельсов, разработке методик неразрушающего контроля. Полученные экспериментальные результаты могут быть использованы для развития теории деформационных структурно-фазовых превращений в сталях с перлитной структурой. Результаты диссертации апробированы при проведении научных исследований в Сибирском государственном индустриальном университете и учебном процессе при подготовке бакалавров и магистров по направлению «Материаловедение и технологии материалов», что подтверждено соответствующими актами.

Методология и методы исследования. Задачи диссертации направлены на установление закономерностей формирования структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры и механических свойств рельсовой стали по центральной оси симметрии и радиусу скругления выкружки в головке

длинномерных дифференцированно термоупрочненных рельсов после экстремально длительной эксплуатации.

Диссертация является продолжением исследований рельсового металла, проводимых в научной школе Сибирского государственного индустриального университета «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий». Для достижения цели и задач диссертации был использован комплекс методов современного физического материаловедения: оптическая, сканирующая и просвечивающая электронная микроскопия, рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ, испытания на твердость, микротвердость. Использовались оптический микроскоп Olympus GX-51, рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD 6000, растровый электронный микроскоп Philips SEM 515, просвечивающий электронный дифракционный микроскоп JEOL JEM 2100F, микротвердомеры ПМТ-3 и HVS-1000А.

Достоверность результатов работы определяется корректностью поставленных цели и задач, использованием апробированных методов и методик исследования, современного физического материаловедения, большим объемом экспериментальных данных, опубликованных в профильных журналах, их сопоставлением между собой, детальным исследованием и анализом процессов, имеющих место в рельсах при длительной эксплуатации, четким определением взаимосвязей между различными структурными параметрами, достаточным объемом экспериментального материала для корректной статистической обработки, сопоставлением полученных результатов с данными других авторов, справками об использовании результатов работы.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Совокупность результатов изучения структурного состояния перлита в головке рельсов на глубине 10 мм и более на макро- и микромасштабных уровнях. Классификация структурных состояний перлита по морфологическому признаку. Оценка скалярной и избыточной плотности дислокаций вдоль центральной оси и вдоль радиуса скругления выкружки головки рельсов.

2. Результаты исследования прочностных и пластических свойств, твердости и микротвердости по сечению головки рельсов. Связь установленных зависимостей с деформационным преобразованием дефектной субструктуры и фазового состава рельсовой стали при эксплуатации.

3. Градиентный характер изменения различных типов структуры в головке рельсов по центральной оси и радиусу скругления выкружки. Результаты анализа относительного содержания пластинчатого перлита, разрушенного перлита, вырожденного перлита, зерен перлита с нанопластинами цементита, зерен феррита с субмикроструктурной структурой на расстояниях 0, 2, 10 мм от поверхности катания.

4. Результаты количественной оценки изменения скалярной и избыточной плотности дислокаций вдоль центральной оси и радиуса скругления выкружки головки. Идентификация источников кривизны кручения кристаллической решетки.

5. Результаты сравнительного анализа перераспределения карбидной фазы и атомов углерода по центральной оси и радиусу скругления выкружки. Факты снижения объемной доли цементита от 10,4% на расстоянии 10 мм (углерода 0,74%) до 4,5% (углерода 0,32%) на поверхности по центральной оси и от 9,6% до 3,1% (углерода от 0,69% до 0,22%), соответственно, по радиусу скругления выкружки.

6. Результаты количественной оценки физических механизмов упрочнения поверхностных слоев рельсов на расстояниях 0, 2, 10 мм от поверхности катания по центральной оси и радиусу скругления выкружки после экстремально длительной эксплуатации. Определение аддитивного предела текучести рельсовой стали и его сравнение с результатами оценки после пропущенного тоннажа 691,8 и 1411 млн. тонн брутто.

Личный вклад автора заключается в анализе литературных данных, планировании и проведении исследований структурно-фазовых состояний и механических свойств рельсов, сопоставлении полученных результатов с данными

других исследователей, написании статей и тезисов докладов, формулировании положений, выносимых на защиту и основных выводов.

Апробация работы. Результаты диссертации докладывались и обсуждались на следующих конференциях, чтениях, семинарах и школах: Международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии», Томск, 2021; Международной конференции «Перспективные направления развития рельсовой индустрии. Технологии производства и эксплуатации», Новокузнецк, 2021; 9-ой Международной конференции «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» Москва, 2021; Международной научно-практической конференции. Технические науки: достижения, инновации, проблемы и перспективы развития, Юрга, 2021; XXII Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество», Новокузнецк, 2021; LXIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (АПП-2021), Тольятти, 2021; LXIV Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Екатеринбург, 2022, 11th International online symposium on materials in external fields (ISMEF 2022), Novokuznetsk, 2022.

Публикации. Основное содержание диссертации опубликовано в 19 работах, в том числе в 10 статьях в журналах, входящих в Перечень, рекомендованный ВАК для публикации результатов диссертационных исследований, 2 статьях, проиндексированных в международной базе данных Scopus, 1 монографии, остальные – в трудах всероссийских и международных конференций и других научных мероприятий.

Соответствие диссертации паспорту научной специальности. Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования, научной новизне и практической значимости соответствует пункту 1 «Теоретическое и экспериментальное изучение физической природы свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и в том числе материалов световодов как в твердом, так и в аморфном состоянии в

зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления», и пункте 7 «Технические и технологические приложения физики конденсированного состояния» паспорта специальности 01.04.07 «Физика конденсированного состояния» (технические науки).

Структура и объем диссертационной работы. Диссертация состоит из введения, 6 глав, основных выводов и 5 приложений, списка литературы из 220 наименований. Диссертация изложена на 146 страницах машинописного текста, содержит 55 рисунков, 16 таблиц.

Автор считает своим долгом выразить искреннюю признательность сотрудникам Сибирского государственного индустриального университета, Института сильноточной электроники СО РАН, Национального исследовательского Томского политехнического университета, Томского государственного архитектурно-строительного университета, Института физики прочности и материаловедения СО РАН, АО «Евраз-Западно-Сибирский металлургический комбинат».

ГЛАВА 1 СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ В РЕЛЬСАХ И ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

1.1 Структура и свойства рельсов, формируемые в процессе термического упрочнения

Повышение эксплуатационных свойств рельсов в условиях длительной интенсивной работы возможно только путем их термического упрочнения в процессе производства. Известно, что термическая обработка за счет формирования оптимальной структуры повышает долговечность изделий, в том числе и железнодорожных рельсов, примерно, в полтора раза, которые ранее производились без таковой с прокатного нагрева [1, 2]. Многочисленными исследованиями было показано, что оптимальными структурами с точки зрения эксплуатационной надежности являются пластинчатые структуры типа «перлит» в различных модификациях [3].

Термическая обработка с целью получения упрочненных рельсов может заключаться в объемном охлаждении рельсов в масле или других средах (объемное охлаждение), в ступенчатом охлаждении в двух средах, в охлаждении с изотермической выдержкой в бейнитной области, а также в дифференцированном охлаждении различными средами [4,5]. Наибольшее распространение получило охлаждение рельсов в масле с распадом аустенита в области перлитного превращения и регулируемое охлаждение воздушными или водо-воздушными смесями с дифференциацией охлаждения по сечению профиля [3, 6].

Объемное охлаждение рельсов в масле повышает твердость, прочностные и пластические характеристики, усталостную прочность и износостойкость рельсов, что приводит к увеличению эксплуатационной стойкости и надежности [7, 8]. Образующаяся при термической обработке структура тонкопластинчатого перлита с максимальной твердостью (350-400) НВ обуславливает повышенное сопротивление образованию контактно-усталостных дефектов и хрупкому разрушению [9]. Вместе с тем, недостаточная скорость охлаждения в масле не позволяет получать оптимальную структуру по сечению головки рельсов, и

невозможность дифференцированного охлаждения различных элементов профиля затрудняет получение прямолинейности рельсов и различия свойств по сечению [10].

В качестве альтернативы маслу, как охлаждающей среды, используются водные растворы полимеров, а также воздушные или водо-воздушные смеси [11, 12]. Сравнительный анализ различных видов термообработки представлен в работе [13].

Воздух и водо-воздушные смеси имеют ряд преимуществ перед другими охладителями, что обеспечивает их широкое применение на предприятиях, производящих рельсы [11, 14].

Комбинат «Азовсталь» один из немногих, на котором термообработку головки рельсов осуществляли с нагревом ТВЧ. После нагрева головки рельсов охлаждались водо-воздушной смесью, при этом сами рельсы находились в упруго-изогнутом состоянии [15-22]. Проведенными исследованиями [23, 24] были рекомендованы оптимальные виды термического упрочнения железнодорожных рельсов, а именно, дифференцированное охлаждение различных элементов профиля рельсов воздухом или водо-воздушной смесью, что позволяет получить лучшее распределение твердости и прочности по сечению рельса по сравнению с объемным охлаждением в масле. Хотя повторный печной нагрев рельсов при термообработке дает несколько лучшие результаты за счет измельчения зерна при рекристаллизации, применение его экономически нецелесообразно.

В работе [25] с помощью металлографического анализа изучалась микроструктура рельсов и было выявлено, что по всему сечению головки это сорбитообразный перлит. Величина перлитных колоний изменяется в пределах 6-7 номеров шкалы ГОСТ 5639-82. На глубине 10 мм от поверхности катания микроструктура представляет менее дисперсный перлит. Структурно-свободный феррит наблюдается в виде сетки и в виде редко расположенных по границам зерен участков [25].

Проведен анализ формирования фазовых состояний и дефектной субструктуры в рельсовой стали при различных видах дифференцированного

охлаждения рельсов из стали мартеновского производства М76 [26-28] и 70ХГСА [29-33]. Дифференцированная закалка формирует градиентную структуры [34-40], которая эволюционирует при эксплуатации [41-47]. Дифференцированное охлаждение рельсов обеспечивает образование слоя, твердость которого больше на 3-5 HRC, чем при охлаждении в масле.

При дифференцированном охлаждении в рельсах условно можно выделить три структурные зоны. В первой зоне непосредственно на поверхности и на глубине до 130-150 мкм образуются продукты перлитного превращения с межпластинчатым расстоянием $h=0,1$ мкм, называемые трооститом. По мере удаления от поверхностей охлаждения на расстояние до 0,8 мм – переходная зона - дисперсность продуктов перлитного превращения уменьшается до локального максимума $h=0,14$ мкм. Затем дисперсность несколько возрастает и на глубине 1,2 мм становится близкой к 0,12 мкм. По мере удаления от поверхностей охлаждения, начиная с 1,2 мм межпластинчатое расстояние увеличивается, и на глубине больше 2 мм - зона «основного» металла - стабилизируется.

В первом грубом приближении общий предел текучести для термически упрочненных рельсов может определяться по принципу аддитивности каждого из механизмов упрочнения стали [48-50, 51-53].

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma(\text{ч}) + \Delta\sigma(\text{тв}) + \Delta\sigma(\Pi),$$

где $\Delta\sigma_0 = 30$ МПа – вклад, обусловленный трением решетки матрицы;

$\Delta\sigma(L)$ – вклад, обусловленный внутрифазными границами;

$\Delta\sigma(\rho)$ – вклад, обусловленный дислокационной субструктурой;

$\Delta\sigma(\text{ч})$ – вклад, обусловленный присутствием частиц карбидных фаз;

$\Delta\sigma(h)$ – вклад, обусловленный внутренними полями напряжений;

$\Delta\sigma(\text{тв})$ – вклад, обусловленный твердорастворным упрочнением;

$\Delta\sigma(\Pi)$ – вклад, обусловленный перлитной составляющей структуры, стали.

Отсюда на основе результатов, полученных в работах [53-58], были проведены оценки механизмов упрочнения стали. Результаты оценок приведены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Оценки механизмов упрочнения стали в головке 100-метровых дифференцированно охлажденных рельсов в исходном состоянии

Параметры, средние по материалу	Поверхность катания			Рабочая выкружка		
	Расстояние от поверхности, мм					
	10	2	0	10	2	0
$\Delta\sigma(\Pi)$, МПа	146	145	95,8	157	129	103,6
$\Delta\sigma(L)$, МПа	0	0	56	0	0	23
$\Delta\sigma(\rho)$, МПа	203	206	223	201	208	223
$\Delta\sigma(h)$, МПа	168	169	199,5	185,7	171,9	197,8
$\Delta\sigma(\chi)$, МПа	103	114,4	167,2	119,4	177,3	182
$\Delta\sigma(\tau_B)$, МПа	11	11	11,8	11	11	11,8
$\sigma = \sum_{i=1}^n \sigma_i$, МПа	631	645,4	753	684	697	741,4

Следует отметить, что прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических механизмов, а также прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности головки, независимо от места анализа (вдоль центральной оси или вдоль оси симметрии выкружки). И прочность металла увеличивается по мере приближения к поверхности головки; при этом прочность металла рельсов вдоль оси симметрии выкружки выше, чем вдоль центральной оси.

1.2 Изменение структуры и свойств объемно-закаленных рельсов при эксплуатации

Сформировавшаяся в процессе термического упрочнения структура рельсов, а также свойства, в процессе эксплуатации будут изменяться в результате динамического воздействия на поверхность катания колесных пар. Многочисленные исследования показали, что рельсы работают в тяжелых условиях. Значительные циклические деформации в пятне контакта «колесо-рельс» приводят к накоплению усталостных повреждений и могут вызвать как как повышенный износ, так и разрушение [59].

Износу рельсов посвящено достаточно большое количество исследований [60-67]. Согласно классификации дефектов рельсов, утвержденных РЖД, они снимаются с эксплуатации как по износу, так и по дефектам, вызванным контактной усталостью [68]. Эти дефекты зарождаются в поверхностных слоях головки рельсов. Обнаружено, что трещиностойкость влияет на скорость износа. При меньшем износе меньше и пластически деформированный слой [68]. Поверхностные трещины удаляются при повышенном износе. Это приводит к снижению контактной усталости.

В работе [69] исследовалось влияние величины пластической деформации на начало износа. Было показано, что достижение критической пластической деформации обеспечивает определенный постоянный уровень износа. Были проведены исследования износа стали с перлитной и бейнитной, как принято считать, более износостойкой, структурами. Оказалось, что рельсы с перлитной структурой упрочняются значительно, чем с бейнитной структурой. Это уменьшает износ [70, 71].

При этом нужно учитывать соотношения твердости в паре «колесо-рельс» [72], их структурное состояние и химический состав как колесной пары, так и рельсов [73].

Высокие скорости движения подвижного состава, увеличение нагрузки «на ось» и высокие напряжения при взаимодействии колеса с рельсом вызывают ожидаемые изменения микроструктуры. При этом, естественно, повышается микротвердость благодаря распаду цементита перлитных колоний [74].

Считается, что карбид железа является достаточно стабильной фазой, хотя фактически является метастабильной, и при определенных условиях фазовое равновесие в системе «железо-углерод» нарушается. Такие явления необходимо рассматривать на нано уровне [75]. Распад цементита в этом случае рассматривается как двухфакторный механизм. Значительная деформация на выделениях вызывает изменения термодинамического соотношения. С этим связано растворение цементита. Это первый механизм. Разрушение карбидной

фазы на границе феррит-цементит и перенос атомов углерода ферритом является вторым механизмом.

Показано, что при этом возможно образование нестехиометрического карбида железа [76]. Таким образом, перемещение атомов углерода при движении одномерных дефектов (дислокаций) не является уникальным явлением [77].

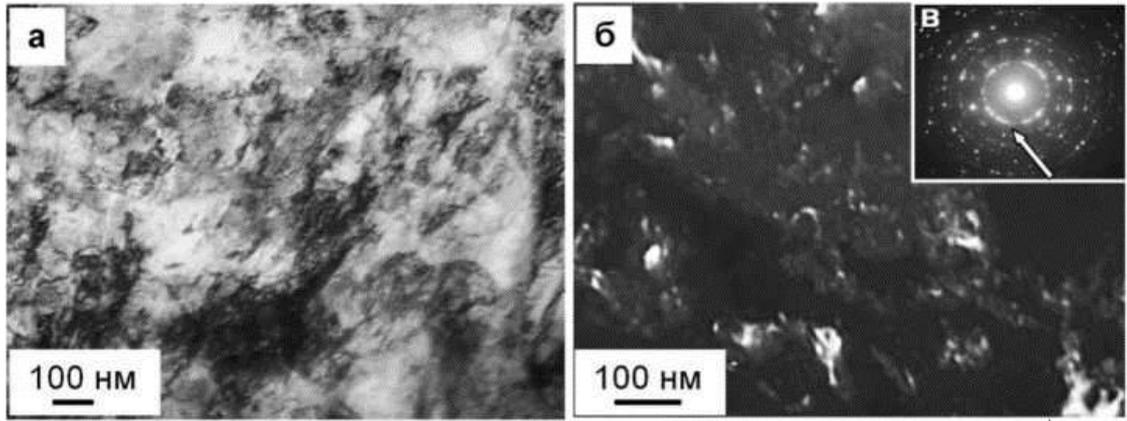
Изменение дисперсности перлита, определенное по межпластинчатому расстоянию, приведено в таблице 1.2 [78]. Можно предполагать, что дисперсность эвтектоида увеличивается от поверхности катания вглубь головки.

Таблица 1.2 – Зависимость величины межпластинчатого расстояния (h) зерен перлита рельсов от глубины залегания слоя

Расстояние от поверхности, мм	h, нм (по центральной оси)	h, нм (по выкружке)
0	165	190
2	120	135
10	135	125

В работе [75] также показано, что в зоне поверхности катания на расстоянии до 0,1 мм могут появляться элементы, не содержащие внутренней структуры. При этом значительно изменяется структура поверхностного слоя. Даже при пропуске всего лишь 500 млн тонн брутто цементитные пластины эвтектоида разрушаются (рисунок 1.1). Ферритные пластины эвтектоида при этом образуют фрагменты размером до 150 нм. Появляются карбиды железа овальной формы размером 30-50 нм. Такие карбиды выявляются в перлитных зернах.

Дислокационная субструктура характеризуется скалярной плотностью линейных дефектов до $1 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ [79-83].



а - светлое поле; б - темное поле, полученное в рефлексе [112] Fe₃C; в - микроэлектронограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле

Рисунок 1.1 – ПЭМ изображение поверхностного слоя [75]

Отсюда следует, что трансформация цементитных пластин перлита заключается в переносе атомов углерода цементита линейными дефектами в α -фазу с последующим формированием в ней наноразмерных частиц карбида. И параллельно пластины карбидов перлита разрезаются дислокациями и далее перемещаются в α -фазу [84-86].

Динамическое воздействие колеса на рельс приводит к делению на глубине 2 мм цементитной составляющей перлита на глобулы размером от 5 до 13 нм [75].

Длительность динамических нагрузок приводит к уменьшению износостойкости рельсов. При этом коэффициент трения также несколько снижается, что видно из таблицы 1.3 [87].

Таблица 1.3 – Результаты трибологических испытаний металла поверхности катания рельсов

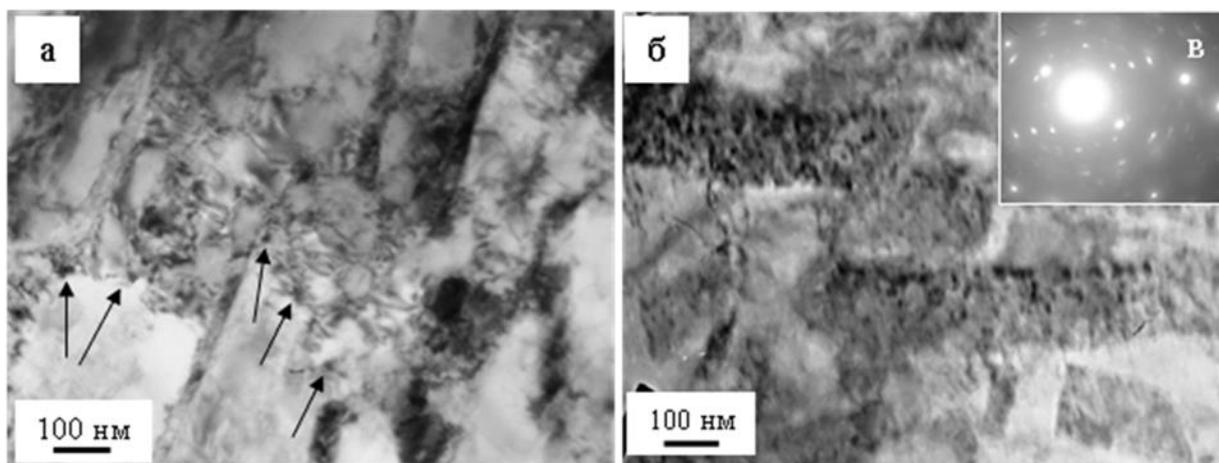
Маркировка	Коэффициент трения, μ	Скорость износа, 10^{-5} , $\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$
Исходное состояние	0,49	3,2
500 млн. тонн	0,36	9,8
1000 млн. тонн	0,43	10,9

Твердость в зоне поверхности катания глубиной 2 мм почти в 2 раза меньше, чем твердость недеформированного слоя на глубине 10 мм [87].

Разрушению рельсов при эксплуатации сопровождается образованием трех различных зон. Реализуется вязко-хрупкий механизм разрушения. Выявляются ямки вязкого разрушения и фасетки квазискола. Ямки, как характеристика вязкого разрушения, превалируют в зоне разрушений.

При прохождении по рельсам составов суммарной массой 500 миллионов тонн брутто происходят изменения и по выкружке головки рельсов. При возрастании твердости при эксплуатации по центральной оси, по выкружке происходит некоторому разупрочнению поверхностного слоя.

Особенностью структуры выкружки головки рельсов в отличие от структуры, сформированной по центральной оси, будет наличие на глубине 2 мм в α - фазе частиц Fe_3C наноразмерного диапазона (рисунок 1.2, а) [87].



а, б – светлопольные изображения; в – микроэлектроннограмма; на (а) стрелками указаны частицы карбидной фазы

Рисунок 1.2 – ПЭМ изображения наноразмерных частиц цементита [87]

Такая структурная особенность свидетельствует о повторном распаде α – твердого раствора углерода в железе, происходящем после образования перлитной структуры. Очевидно, что центральная ось головки рельсов охлаждается менее интенсивно, чем поверхность выкружки. В связи с этим в зоне центральной оси

отсутствуют наноразмерные частицы карбидов [88]. Отмеченное явление согласуется с крапчатым контрастом пластин карбида железа (рисунок 1.2, б), поскольку такой контраст возможен при наличии дефектов пластин цементита, а такая дефектность возникает при ускоренном охлаждении.

При прохождении по рельсам составов общей массой порядка 1000 миллионов тонн брутто наблюдаются следующие изменения структуры.

По оси головки рельсов, отмечается снижение износостойкости поверхности катания при незначительном уменьшении коэффициента трения μ (таблица 1.3). Это происходит и при пропуске 500млн тонн брутто. Как отмечалось выше, изменение структуры в слое до 2 мм от поверхности приводит к двухкратному снижению твердости по сравнению со слоем на глубине 10 мм. Последнее указывает на деградацию структуры материала при эксплуатации. Также обнаружены, как и в предыдущем случае, обычные элементы зон разрушения.

Выделяются две зоны: зона долома размером 200-300 мкм, и зона ускоренного роста трещины толщиной 70-90 мкм. Фрактографический анализ изломов показал, что в зоне долома появляются бороздки. Гладких сколов становится больше, и это говорит о преобладании хрупкого разрушения над вязким [88-90]. Размеры областей скола указывают на то, что разрушения в зоне долома происходит между зёрнами. Обнаружено, что пропущенный тоннаж практически не влияет на размер последней зоны разрушения.

Более тщательный фрактографический анализ зоны долома позволил выявить некоторый поверхностный подслои толщиной до 40 мкм который, характеризуется присутствием значительного количества микротрещин, выбоин и микропор [88-90].

Если после прохождения по рельсам 500 млн. тонн брутто в объеме зерен эвтектоидного феррита формируется полосовая субструктура, то после 1000 млн. тонн брутто в зернах феррита выявляется преимущественно субзеренная структура со скалярной плотностью дислокаций хаоса до 10^8 см^{-2} .

Исследование поверхностных слоев рельсов, снятых с эксплуатации после 1000 млн. тонн брутто позволил предположить наличие карбидных и

оксикаридных частиц наноразмерной величины. На это указывают многочисленные тонкие дифракционные кольца и обособленные точечные рефлексы на микроэлектроннограммах. Такое изменение микроструктуры, предположительно, может способствовать снижению твердости поверхностного слоя стали вплоть до значения твердости исходного состояния [79, 80, 90-94].

Следовательно, перлитная составляющая эволюционирует от эвтектоидного до такого строения, при котором бывшие пластины Fe_3C показываются контрастом изображения, а также высокой плотностью субмикро и наноразмерных частиц карбида. Указанное обусловлено переходом атомов углерода из Fe_3C на дислокации и, соответственно, как бы растворением карбида эвтектоида.

Изменение микроструктуры после прохождения по рельсам 1000 млн тонн брутто также наблюдается и на выкружке головки рельсов. Длительность эксплуатации повлияла и на микротвердость – она возросла в 1,5-2 раза на глубину, примерно, 10 мм, и это свидетельствует о возникновении упроченного слоя. При прохождении по рельсам 500 млн. тонн брутто такой слой не формировался.

Расшифровка квазиколецевого строения микроэлектроннограмм дала основание говорить о фрагментированности структуры поверхности катания выкружки с размером фрагментов 100-150 нм. Частицы размером 15-20 нм расположены по границам сформировавшихся фрагментов. Дальнейшем индицированием микроэлектроннограмм установлено, что частицы округлой формы - либо карбиды железа, либо, что гораздо реже, оксиды железа. При приближении к поверхности катания выявлено наличие перлитных колоний, ферритная составляющая в которых представляют собой разориентированные области.

Во-вторых, выявляются псевдо перлитные колонии, в которых вместо «положенных» пластин цементита, образовавшихся по эвтектоидной реакции, находятся карбидные частицы овальной формы размером 15-30 нм. Деградация цементитных пластин приводит к появлению структурно свободного феррита с развитой субструктурой. Естественно, что в зоне на глубине 10 мм от поверхности выкружки, практически не подвергшейся деформационному воздействию, указанных трансформаций структуры не происходит [80, 95].

Сведенные в таблицу 1.4 результаты показывают, что параметры дефектной структуры зависят от времени эксплуатации рельсов [95].

Таблица 1.4 – Параметры дефектной субструктуры, формирующейся при эксплуатации рельсовой стали в слое, расположенном у поверхности «рабочей» выкружки

Режим эксплуатации рельсов	500 млн. тонн	1000 млн. тонн
L, нм	520	60
$\alpha_{аз}$, градус	4	7
$\langle \rho \rangle$, 10^{-10} , $см^{-2}$	4,2	5,1
ρ_{\pm} , 10^{-10} , $см^{-2}$	3,3	5,1
$\chi_{пл}$, $см^{-1}$	944	1276
$\chi_{упр}$, $см^{-1}$	154	5707

Примечание: L – средний размер фрагментов, $\alpha_{аз}$ – азимутальная составляющая полного угла разориентации фрагментов, $\langle \rho \rangle$ – скалярная плотность дислокаций, ρ_{\pm} – избыточная плотность дислокаций, $\chi_{пл}$ – пластическая составляющая градиента кривизны-кручения кристаллической решетки; $\chi_{упр}$ – упругая составляющая градиента кривизны-кручения кристаллической решетки.

Пропущенный тоннаж (время эксплуатации) влияет на величину упрочнения выкружки через дефектную субструктуру. Такие данные представлены в таблице 1.5 [89, 90].

Таблица 1.5 – Количественные значения вкладов в упрочнение поверхности выкружки

Механизм упрочнения \ Режим эксплуатации рельсов	500 млн. тонн	1000 млн. тонн
Субструктурное упрочнение, $\sigma(L)$, МПа	288	2500
Дислокационное упрочнение, σ_δ , МПа	205	226
Упрочнение полями внутренних напряжений:		
пластическая составляющая, $\sigma_{пл}$, МПа	182	226
упругая составляющая, $\sigma_{упр}$, МПа	123	4565 (900)
Упрочнение перлитной составляющей, $\sigma(II)$, МПа	82	0
Упрочнение частицами цементита, $\sigma_ч$, МПа	0	260
Аддитивное суммирование, МПа	880	7777 (4100)

Анализируя таблицу 1.5, можно сделать вывод о том, что у рабочей поверхности упрочнение вызывается развитием субструктуры (фрагментация феррита, развитие субграниц), а также упругими искажениями кристаллической решетки фаз. Такие искажения возникают из-за разных механических характеристик соседних зерен, субзерен, а также карбидной фазы и ферритной матрицы. Авторы [89] установили, что упругая компонента рассчитанных полей напряжений больше реального предела текучести стали Э76ХФ, примерно, в 5 раз. Реальный предел текучести составляет порядка 900 МПа. Допущенная «некорректность» связана, на наш взгляд, с тем, что внутренние напряжения будут релаксировать при длительной эксплуатации, что не учтено в таблице 1.5. В работах [89, 95] проведено исправление оценки аддитивного суммирования. В таблице 1.5 в строках «Упрочнение упругой составляющей полей внутренних напряжений» и «Аддитивное суммирование» такие исправления сделаны и результаты представлены в столбцах.

1.3 Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации

Отечественный производитель рельсов АО «Евраз ЗСМК» гарантирует пропущенный тоннаж до 500 млн тонн брутто [96]. Вместе с тем, если контроль пути в соответствие с нормативной документацией РЖД не выявляет наличие дефектов, рельсы могут эксплуатироваться и далее. Сформировавшееся в этом случае структура рельсовой стали представляет большой интерес, так как знание закономерностей ее формирования и эволюции позволит разрабатывать методы повышения эксплуатационной стойкости рельсов сверх гарантированного срока эксплуатации.

1.3.1 Изменение макроструктуры рельсовой стали после гарантийного срока эксплуатации

Изменение макроструктуры рельсовой стали после прохождения 691,8 миллиона тонн брутто рассмотрено в работах [97-99].

Дефекты, по которым изымались рельсы из эксплуатации, классифицированы в соответствии с инструкцией ОАО «РЖД» № 2499 от 23.10.2014 [100] как 11.2 (вне стыка). Согласно пункту 11.2 указанной инструкции они могут возникать после пропуска гарантированного тоннажа [100]. Изучение макроструктуры на наличие осевой ликвации, точечной неоднородности, ликвационных полосок и трещин показало их отсутствие. Таким образом, требования ГОСТ Р 51685-2013 не были нарушены. Определение величины износа при такой длительной эксплуатации показало, что боковой износ рельса составил 2,5 мм, вертикальный – 2 мм. На поверхности рабочей выкружки головки на продольном темплете, выявлены многочисленные параллельные трещины контактной усталости, на поверхности нерабочей выкружки выявлены мелкие выкрашивания, проходящие полосой шириной до 5 мм по тонким извилистым трещинам.

На многочисленных параллельных поверхностных трещинах контактной усталости, а также по месту мелких выкрашиваний на макротемплете с

поверхности головки наблюдаются несплошности глубиной, приблизительно, до 0,5 мм. На поперечных темплетах обнаружен превалирующий износ на рабочей выкружке в месте контакта с ребордой колеса.

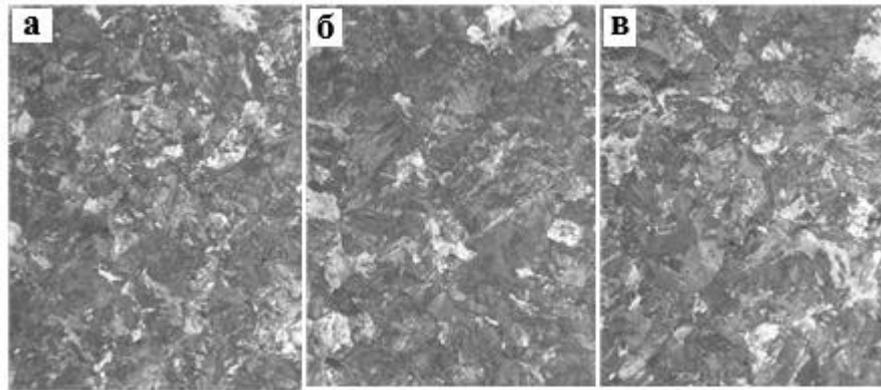
Загрязненность металла неметаллическими включениями, определенная на стандартном образце в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685-2013, удовлетворяет требованиям стандарта. Отдельных глобулярных включений группы ED, строчечных глобулярных включений свыше третьей строки серии эталонных изображений не выявлено, нитридов, карбонитридов, силикатов пластичных и недеформирующиеся, оксидов строчечных в также не выявлено. Наблюдаются сульфиды, оксиды точечные и силикаты хрупкие до 1,0 балла.

1.3.2 Изменения микроструктуры рельсовой стали после гарантийного срока эксплуатации

Изучение микроструктуры рельсовой стали после длительной эксплуатации проводили как на нетравленных шлифах, так и на шлифах после травления. Достаточно подробно этот вопрос освещён в работах [97, 99, 101-103].

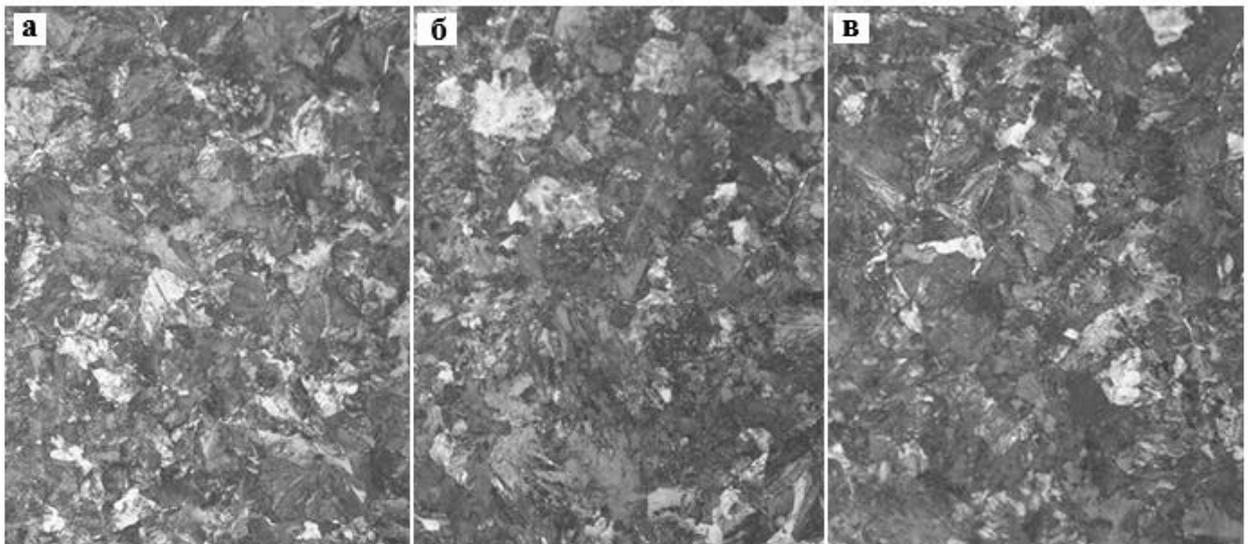
Металлографические исследования выявили наличие окислов в зонах усталостно-контактных разрушений, которые образовывались под острым углом и достигали величины 140 мкм. Расстояние между дефектами изменяется в пределах от 700 мкм до 1100 мкм. Изучение протравленных шлифов показало, что на глубине до 200 мкм на внутренней выкружке существует сильно деформированная структура. Если поверхность катания протравить, то выявляются области, классифицированные как зоны наклепанной стали.

В работах [104-106] проведен анализ микроструктуры рельсов после длительной эксплуатации на глубине 2, 5 и 10 мм от поверхности катания по вертикальной оси (рисунок 1.3) и вдоль радиуса скругления поверхности выкружки, (рисунок 1.4).



а – на глубине 2 мм; б – на глубине 5 мм; в – на глубине 10 мм от поверхности катания по вертикальной оси (x500) [105]

Рисунок 1.3 – Микроструктура металла в головке исследуемого рельса

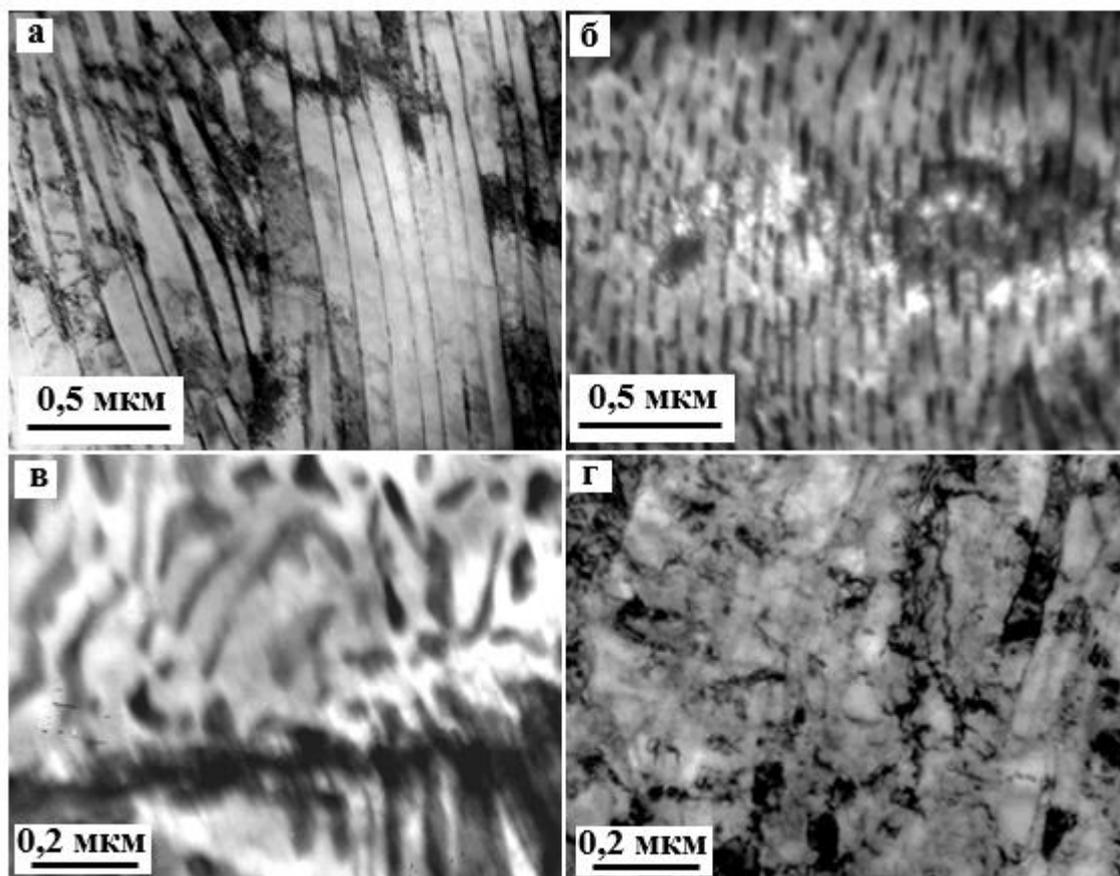


а – на глубине 2 мм; б – на глубине 5 мм; в – на глубине 10 мм с поверхности выкружки (x500) [105]

Рисунок 1.4 – Микроструктура металла в головке исследуемого рельса

Исследования показывают, что по мере удаления от поверхности катания и поверхности выкружки дисперсность структурных составляющих уменьшается. Исследования микроструктуры головки рельс после длительной эксплуатации методами просвечивающей электронной микроскопии позволили детализировать состояние перлита [107]. Установлено, что в стали независимо от направления исследования - по радиусу скругления выкружки или вдоль центральной оси

головки рельс- присутствует несколько структурных состояний перлита, которые по морфологическому признаку были классифицированы на четыре группы. Первая - собственно структура пластинчатого перлита, характерной особенностью которого является чередование параллельно расположенных пластин цементита и феррита, (рисунок 1.5, а). Вторая - перлит, разрушенный в процессе экстремально длительной эксплуатации, характерной особенностью которого является отсутствие протяженных пластин цементита. Пластины цементита раздроблены и сдвинуты относительно исходной осевой линии, (рисунок 1.5, б). Можно предположить, что такая структура была сформирована в результате срезания и сдвигания пластин цементита движущимися дислокациями



а – пластинчатый перлит; б – разрушенный перлит; в – вырожденный перлит;
г – зерна феррита с полосовой субструктурой

Рисунок 1.5 – Электронно-микроскопическое изображение структуры металла головки рельса [107]

Третья- вырожденный перлит, представленный зернами феррита, в которых частицы цементита различной формы и размеров расположены хаотически, (рисунок 1.5в). Четвертая - зерна феррита, в объеме которых наблюдается полосовая субструктура, организованная малоугловыми границами, (рисунок 1.5г). Цементит в такой структуре наблюдается в виде частиц округлой формы, расположенных вдоль малоугловых границ. В примыкающем к поверхности катания слое или в слое, примыкающим к рабочей выкружки наблюдается еще один тип структуры: зерна феррита с фрагментированной (субзеренной) структурой. В стыках и вдоль границ субзерен наблюдаются глобулы карбида железа размером 25-60 нм, тогда как сами субзерна феррита имеют размер от 110 до 200 нм (рисунок 1.5).

Длительная эксплуатация рельсов приводит и к изменению основной структурной составляющей – перлита - на наноуровне [104-106].

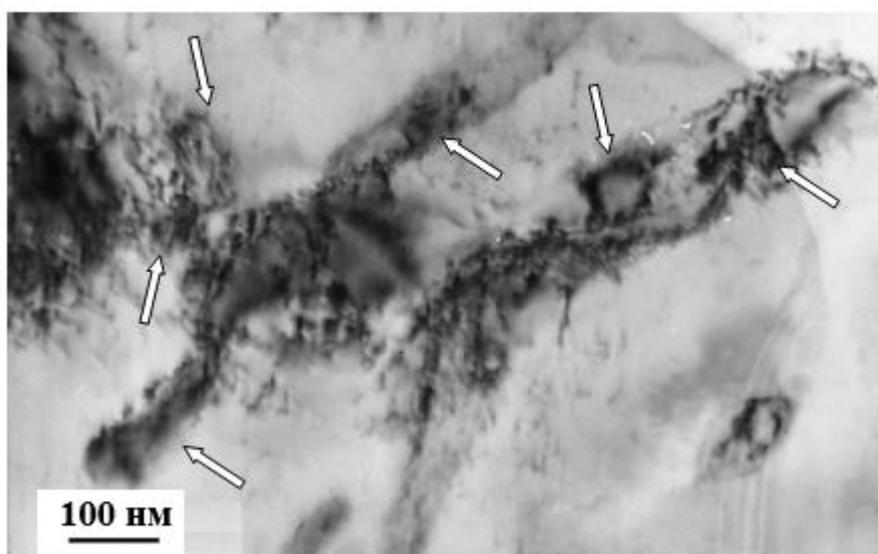


Рисунок 1.6 – ПЭМ изображение структуры перлита после растворения цементита. Стрелками указаны фрагменты в пластинах цементита [104-106]

На рисунке 1.6 показано типичное изменение исходного пластинчатого перлита рельсов экспериментального кольца РЖД после эксплуатации сверх гарантированного срока. Пластины цементита эвтектоида «растворяются на месте». Это считается второй стадией преобразования микроструктуры. На этой

стадии атомы углерода как бы вытягиваются из решетки карбида. При этом меняется дефектная субструктура цементита за счет перемещения дислокаций из феррита в карбид.

Известно, что некогерентная (большеугольная) граница между фазами представляет значительное препятствие для перемещения дислокаций, тогда как когерентная или полуккогерентная позволяет линейным дефектам мигрировать из α -фазы в цементит и обратно. В процессе такой миграции и происходит разрушение и растворение цементита перлита. При некогерентной (большеугольной) границе перенос атомов углерода возможен лишь диффузионным путем.

Вместе с тем, преобразование карбидной фазы приводит и к фрагментации второй фазы структуры перлита – феррита с выраженной дислокационной субструктурой. Скалярная плотность дефектов в ней достигает $1 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$, а размеры фрагментов 150 нм [101-107].

В колониях пластинчатого перлита выявляются частицы цементита округлой формы, размеры которых составляют (30-50) нм и (10-15) нм.

1.3.3 Образование белого слоя на поверхности катания после эксплуатации

В зарубежной литературе при сравнительно небольшом пропущенном тоннаже отмечается образование белого слоя на поверхности катания. Белый слой (WEL) [108-112], образуется в результате контакта рельса с колесом и является распространенной микроструктурной особенностью. Он образуется уже после эксплуатационной нагрузки 300-500 миллионов тонн брутто. Эта структурная особенность обычно появляется в виде слоя толщиной 10-20 мкм, который после травления раствором азотной кислоты в этаноле становится белым при изучении под оптическим микроскопом. [113, 114]. Наличие белого слоя может привести к возникновению трещин после хрупкого разрушения слоя, что обусловлено его высокой твердостью, до 1200 HV [113, 115-117].

Белый слой не является особенностью рельсов российского производства. Он наблюдался при металлографических исследованиях нагруженных рельсов в различных странах, включая Японию, Нидерланды, Австралию и Великобританию.

Существует несколько гипотез возникновения белого слоя. Одна из них предложена Takahashi et al. [117], который используя просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ), определил, что белый слой имеет высокую плотность дислокаций и состоит из зерен размером в несколько сотен нанометров, которые значительно тоньше перлита под белым слоем. Была предложена гипотеза о том, что образование белого слоя происходит через мартенситное фазовое превращение. Другая гипотеза состоит в том, что белый слой состоит из нанокристаллических зерен феррита, образовавшихся вследствие деформации, накопленной при длительной эксплуатации рельсов. Исходная перлитная структура претерпевает значительное измельчение до размеров зерен в несколько десятков нанометров, а цементит растворяется в этой структуре за счет пластической деформации [118, 119].

Чрезвычайно высокая твердость [115], которая наблюдается в белом слое, считается не характерной для мартенситной микроструктуры, полученной при закалке стали, но может быть объяснена упрочнением из-за ультратонких зерен феррита. В некоторых случаях образование белого слоя приписывается этой гипотезе, несмотря на появление мартенситоподобных характеристик, например, при исследованиях с помощью просвечивающей электронной микроскопии – ПЭМ (в иностранной литературе ТЕМ). Ваumann et al. [113] сообщили о полностью мартенситной микроструктуре белого слоя без остаточного аустенита. Соответствующая расчетная температура, возникающая в пятне контакта колеса с поверхностью катания рельса, существенно отличалась от температуры, необходимой для превращения перлита в аустенит с последующим мартенситным превращением.

Таким образом, Ваumann et al. [113] объясняли образование белого слоя повторной деформацией и показали, что ультрабыстрая деформация может привести к получению мартенсита с твердостью и размерами зерен, сравнимыми с

таковыми у исследованного белого слоя в рельсах [114], или мартенсита с высокой твердостью и сдвоенной субструктурой [111].

В работах [109-111, 120-123] указывалось, что возможно два варианта возникновения мартенситного белого слоя: во-первых, при пластической деформации при температурах, меньших температуры аустенизации – так называемый мартенсит трения, и во вторых, при нагреве выше температуры аустенизации и дальнейшим охлаждении со скоростью больше критической – термический мартенсит (рисунок 1.7).

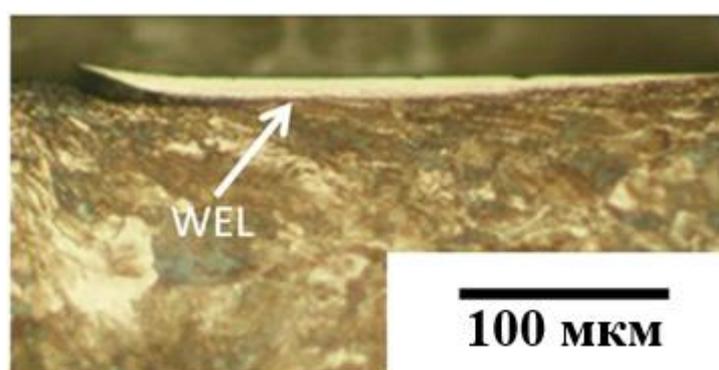


Рисунок 1.7 – Белый слой на поверхности рельса после эксплуатации [111]

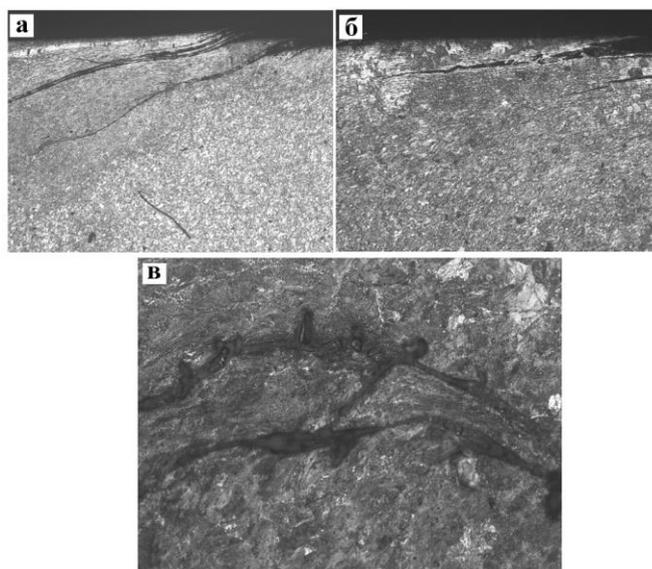
Проведенные эксперименты [111] подтвердили вторую модель образования мартенситного белого слоя. Это позволяет прогнозировать его появление в зависимости от нагрузки на ось, площади контакта и скорости движения [111].

1.3.4 Изменения макро- и микроструктуры после пропущенного тоннажа 1411 миллионов тонн брутто

Рельсы после столь длительной эксплуатации и пропущенного тоннажа 1411 миллиона тонн брутто были изъяты из пути Экспериментального кольца, г. Щербинка. Поверхность катания головки рельсовой пробы имеет сглаженный и блестящий вид, со смещением износа на выкружку. В зоне рабочей выкружки наблюдаются усталостные трещины, расположенные почти под прямым углом к оси рельса, а также наблюдается небольшое выкрашивание размером около 7 x 10 мм. Каких-либо дефектов – осевой ликвации, точечной неоднородности,

ликвационных полосок и трещин, а также нарушений сплошности на темплетях не выявлено.

На нетравленных шлифах выявлены разветвлённые нарушения сплошности, проходящие под острым углом к поверхности на глубину до 1,09 мм. На шлифах после травления в зоне несплошностей выявлена значительно деформированная структура, (рисунок 1.8). Микроструктура в головке рельса представляет собой колонии мелкодисперсного пластинчатого перлита. Анализ результатов по определению межпластинчатого расстояния в перлите вдоль поверхности катания рельса и выкружки выявил более дисперсную структуру перлита поверхности катания. Среднее значение размера перлитных колоний в головке рельса составляет 5,6 – 6,2 мкм, при этом размеры перлитных колоний поверхности катания имеют меньшее значение по сравнению со средними размерами перлитных колоний в зоне выкружки [124-128].



а – увеличение x50; б – x100; в – x500

Рисунок 1.8 – Микроструктура рельса в зоне разветвлённого нарушения сплошности, обнаруженного в головке фрагмента рельса с поверхности рабочей выкружки по месту поверхностных трещин контактной усталости

1.3.5 Оценка структуры металла рельсов после пропущенного тоннажа 1411 миллионов тонн брутто на наноуровне

Проанализируем результаты по изучению структуры металла на наноуровне после наработки 1411 тонн брутто. Исследования структуры металла рельсов проводили в слое на расстоянии 10 мм от поверхности катания и выкружки методами сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии [129-133]. Было показано, что основной структурной составляющей стали являются зерна высокодисперсного перлита пластинчатой морфологии. Второй морфологической составляющей структуры стали после длительной эксплуатации являются зерна вырожденного перлита, цементит в которых имеет глобулярную форму, либо форму коротких пластинок (рисунок 1.9) [134-138].

Третьей структурной составляющей рельсовой стали являются зерна структурно-свободного феррита. Как правило, зерна структурно свободного феррита располагаются в виде прослоек вдоль границ зерен перлита [139-142].

ПЭМ установлено, что в объеме зерен структурно свободного феррита и ферритной составляющей колоний перлита присутствует дислокационная субструктура. [142-147].

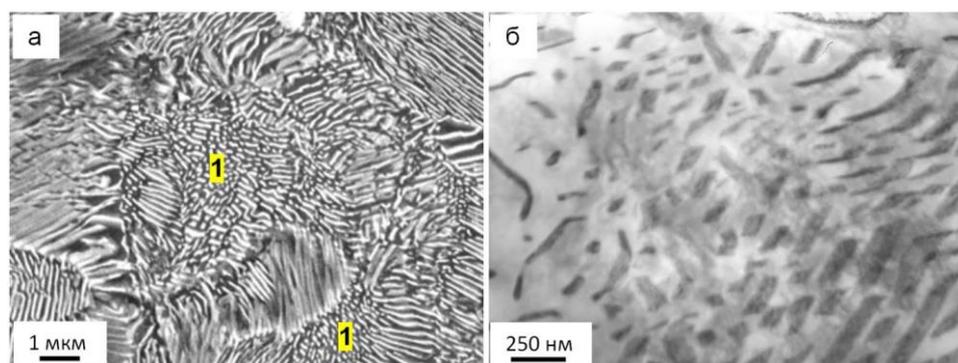
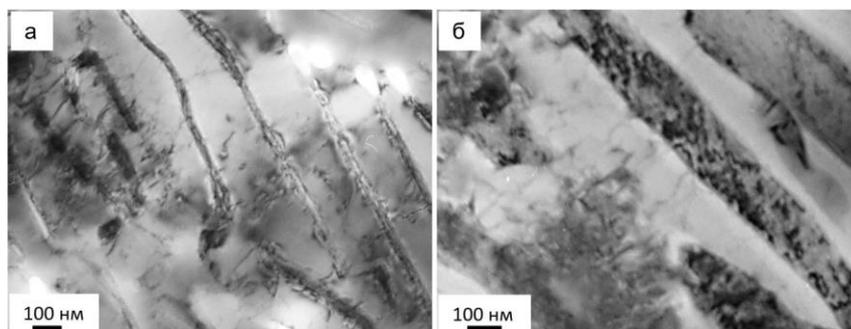


Рисунок 1.9 – Структура вырожденного перлита, выявленная методами сканирующей электронной микроскопии травленого шлифа (а), и методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг (б). На (а) зерна вырожденного перлита обозначены «1» [142]

Дислокации в феррите преимущественно распределены хаотически, реже образуют дислокационные скопления, (рисунок 1.10, а). Пластины цементита перлитных колоний также являются дефектными, (рисунок 1.10 б). Выявляемый в объеме пластин цементита контраст позволяет предположить о формировании в них разориентированных областей.

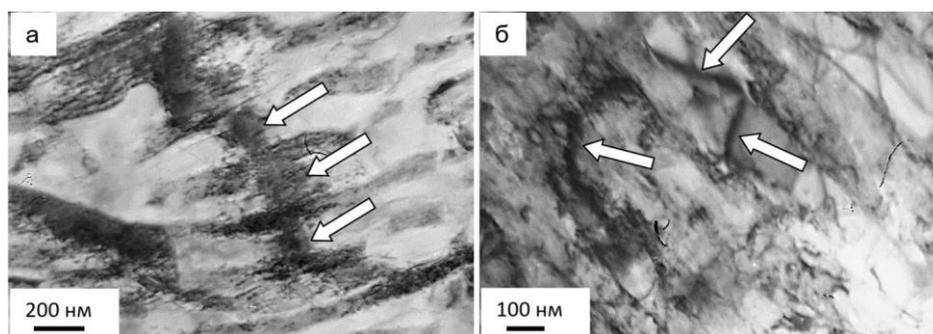
Металл рельсов находится в упруго напряженном состоянии. Это подтверждается при исследовании структуры стали методами ПЭМ тонких фольг и проявляется в изгибе-кручении кристаллической решетки [144-147], что сопровождается появлением на электронно-микроскопических изображениях изгибных контуров экстинкции.



а – хаотическое распределение дислокаций в феррите; б – дислокационная субструктура пластин цементита

Рисунок 1.10 – Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры колонии пластинчатого перлита. ПЭМ тонких фольг

Как правило, контуры пересекают колонию перлита, переходя из одной пластины феррита в другую, что указывает на изгиб-кручение колонии в целом, (рисунок 1.11, а). Изгибный контур значительно реже располагается в пределах одной пластины феррита. Это свидетельствует об изгибе-кручении кристаллической решетки данной пластины феррита (рисунок 1.11, б) [147]. Контурные линии указаны стрелками.



а – переход контура экстинкции между пластинами феррита; б – контур экстинкции локализован внутри пластины феррита

Рисунок 1.11 – Электронно-микроскопическое изображение структуры пластинчатого перлита с изгибными контурами экстинкции [147]

1.4 Выводы из литературного обзора и постановка задач исследования

Железнодорожная сеть России является одной из самых протяженных в мире, что обуславливается значительной территорией. Обеспечение безопасной эксплуатации железнодорожной сети является важной задачей для железнодорожников, производителей и ученых, разрабатывающих новые эффективные способы производства рельсов. С 2013 года в России начато производство 100-м дифференцированно охлаждаемых сжатым воздухом рельсов в потоке прокатных станов. Эта технология по мере получения информации об эксплуатационных свойствах рельсов будет совершенствоваться.

Дальнейшее повышение эксплуатационной стойкости рельсов вызвано увеличением объемов железнодорожных грузоперевозок и представляет большой экономический интерес. Эксплуатационная стойкость рельсов непосредственно связана с их структурным состоянием и эволюцией структуры в процессе эксплуатации, что определяет значимый комплекс механических свойств.

Анализ литературных данных показывает, что срок службы рельсов имеет многофакторную зависимость, а именно от: чистоты металла, условиях эксплуатации, технологии термической обработки и т.д. В процессе длительной эксплуатации в рельсах накапливаются многочисленные дефекты, способные явиться причинами изъятия рельсов из эксплуатации. Соответственно, изучение

проблем, связанных с эксплуатацией железнодорожных рельсов и возникающих при этом дефектов и повреждений является необычайно актуальным и позволит увеличить эксплуатационный срок железнодорожного пути.

Для развития представлений о физической природе структурно-фазовых превращений необходимо выявление соответствующих количественных закономерностей в различных элементах рельсов. Использование для этих целей высокоинформативных методов таких, как просвечивающая электронная дифракционная микроскопия - ПЭМ - связано со значительными экспериментальными и методическими трудностями. В связи с этим количество исследований в этой области невелико.

Тем не менее, в литературе, как показал обзор, имеются данные по эволюции структурно-фазового состояния не только при гарантированных величинах наработки, но и при длительной эксплуатации, когда рельсы пропускают 691,8 млн тонн брутто и даже 1411 миллионов тонн брутто. Очевидно, что современные технологические процессы производства могут обеспечить и большую наработку, но для этого, исходя из анализа литературных данных, надо исследовать эволюцию структуры в процессе длительной эксплуатации. И на основе таких исследований разработать рекомендации к технологическому процессу, позволяющему повысить безаварийную наработку более 1411 миллионов тонн брутто.

Целью работы является выявление физических механизмов упрочнения и установление закономерностей формирования структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры, механических свойств по сечению головки длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации.

Для реализации цели работы решены следующие задачи:

1. Проанализировать структурные состояния перлита на глубине 10 и более мм в головке рельсов по различным направлениям и оценить скалярную и избыточную плотность дислокаций.

2. Изучить распределение прочностных и пластических свойств рельсовой стали, твердости и микротвердости по сечению головки рельсов.

3. Выявить градиентный характер изменения относительного содержания различных типов структуры вдоль центральной оси симметрии и радиуса скругления выкружки головки рельсового профиля.

4. Количественно оценить изменение скалярной и избыточной плотности дислокаций на расстояниях 0, 2, 10 мм вдоль центральной оси симметрии головки рельсов и радиуса скругления выкружки.

5. Провести сравнение перераспределения карбидной фазы и атомов углерода по центральной оси и радиусу скругления выкружки головки.

6. Количественно оценить вклады структурных составляющих и дефектной субструктуры и механизмы упрочнения головки рельсов по разным направлениям.

7. Выявить и обосновать направления апробации и использования полученного банка данных в промышленности, в научной деятельности и учебном процессе.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материал исследования

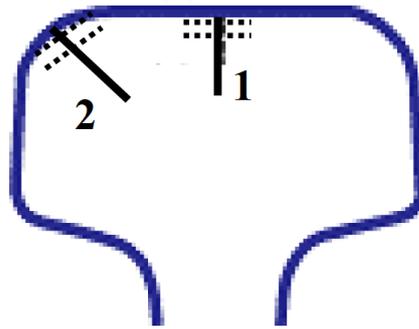
Материалом исследования являлась сертифицированная партия рельсов категории ДТ350 производства АО «Евраз-ЗСМК», изготовленная из вакуумированной электростали марки Э76ХФ в соответствии с требованиями ТУ 0921-276-01124323-2021. Данная партия уложена на Экспериментальном полигоне г. Щербинка 08.07.2013 г. и после пропуска 1770 млн. тонн брутто рельсы изъяты 22.09.2020 г. План пути – кривая R=960 м, средняя грузонапряженность на участке составляла 221 млн. тонн в год, средняя нагрузка на ось – 22,11 тонн. Результаты химического анализа рельсовых проб показали, что по составу металл рельсовых проб удовлетворяет требованиям ТУ 0921-276-01124323-2012

Таблица 2.1 – Требования ТУ 0921-276-01124323-2012 к составу в рельсов категории ДТ350 (мас.%)

Массовая доля химических элементов, %										
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Mo	V
0,73	0,75	0,58	0,012	0,007	0,42	0,07	0,13	0,003	0,006	0,04
0,71	0,75	0,25	не более		0,20	при суммарной доле не более 0,27		не более 0,010	-	0,03
-	-	-			-					-
0,82	1,25	0,60	0,020	0,020	0,80	≤0,20	≤0,20			0,15

2.2 Методики исследования структуры

Как и в предыдущих работах по объемно-закаленным [80-82, 89-91, 96] и дифференцированно упрочненным рельсам [100, 102, 103], исследования структуры выполняли как на поверхности катания вдоль центральной оси рельсов, так и выкружки вдоль радиуса скругления, (рисунок 2.1). Под выкружкой понимается выпуклая поверхность головки рельса, описанная радиусом скругления и соединяющая поверхность катания и верхнюю часть боковой грани головки, ГОСТ Р 50542-93 [148].



Сплошными линиями показаны направления по центральной оси (1) и по радиусу скругления выкружки (2); пунктирными линиями – места расположения слоев металла

Рисунок 2.1 – Схема вырезки образцов из рельса при исследовании его структуры методами оптической и электронной дифракционной микроскопии

Исследования макро- и микроструктуры, фазового состава, сформировавшийся субструктуры проводили методами оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии. Химический состав определяли методами рентгеноспектрального анализа на последовательном рентгенофлуоресцентном волнодисперсионном спектрометре Shimadzu XRF-1800.

Количественный анализ структуры стали проводили стандартным методом стереологии [149, 150] и количественной электронной просвечивающей дифракционной микроскопией [151, 152], а фазовый анализ стали рельсов проводили путем индицирования микроэлектронограмм с применением темнопольной методики [153].

2.2.1 Макро - и микроструктурные исследования

Металлографические исследования выполнялись в центрах коллективного пользования «Материаловедение» ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», Новосибирский государственный технический университет, Национальный исследовательский Томский политехнический университет.

Образцы для исследований готовились по стандартной методике для оптических исследований, включая в себя вырезку образцов, заливку в форму, шлифование на шлифовальной бумаге разной степени зернистости, полирование с помощью полировальных (алмазных) паст и травление.

Оптические исследования выполнялись на микроскопе Olympus GX51, укомплектованным цифровой камерой DP70 с программным обеспечением Siams Photolab 700.

Дефекты макроструктуры (флокены, расслоения, трещины, корочки, пятнистая ликвация, инородные металлические и шлаковые включения) определяли по ГОСТ Р 51685-2013 [154], а оценку загрязненности металла рельсов неметаллическими включениями по ГОСТ 1778-70 [155], балльность зерна по ГОСТ 8233-56.

Исследование структуры методами оптической микроскопии проводили как на нетравленных шлифах, так и на шлифах после их электролитической полировки в 5 % уксусном растворе хлорной кислоты с последующим травлением в 4 % спиртовом растворе азотной кислоты.

Как и в предыдущих исследованиях, обобщенных в [96, 156], вычисление средних размеров зерен выполнялось методом случайных секущих на микрошлифах, при этом границы зерен вытравливались электролитически. Средний размер зерен (D) определяли по уравнению [149]:

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

где \bar{d} – средний размер определенного по микрошлифу зерна:

$$\bar{d}^{-1} = N^{-1} \sum_{i=1}^N d_i^{-1},$$

где d_i – текущий размер зерна на микрошлифе, а N – число измерений.

Ошибка в виде среднеквадратичного отклонения (σ_D) определяется по формуле:

$$\sigma_D = \sqrt{\frac{4}{\pi(\bar{d} \cdot \bar{D})} - \bar{D}^2}.$$

2.2.2 Рентгеноструктурные исследования

С помощью дифрактометра XRD-6000, Shimadzu [157] определялись параметр решетки α -фазы, размеры областей когерентного рассеяния и величина микроискажений. Исследование проводили на $\text{CuK}\alpha$ -излучении с длиной волны $\lambda_{\text{Cu}} = 1,540598 \text{ \AA}$. Дифрактограммы исследуемых образцов получали с фокусировкой по Брэггу-Брентано при сканировании от θ до 2θ (θ – угол между падающим лучом и отражающей атомной плоскостью) в интервале углов 2θ от 10° до 120° с шагом $0,02^\circ$. Для анализа фазового состава использовалась база данных PCPDFIN, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.5.

Определение параметра решетки a_0 выполнялось с помощью соотношения [158]:

$$a_0 = d_{hkl} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2},$$

где d_{hkl} – межплоскостное расстояние; h, k, l – индексы плоскости.

Расчет размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) осуществлялся на малых углах дифракции по формуле Шеррера [159]:

$$D_{hkl} = \frac{K \cdot \lambda}{\beta \cdot \cos \theta_{hkl}},$$

где D_{hkl} – размер ОКР, K – коэффициент, учитывающий форму частиц, λ – длина волны рентгеновского излучения, β – полуширина рентгеновского рефлекса, θ_{hkl} – величина угла дифракции. Расчет выполнялся при $K = 0,94$.

Микроискажения кристаллической решетки α -железа ($\Delta d/d$) рассчитывались по уширению рефлекса с помощью выражения [157]:

$$\frac{\Delta d}{d} = 0,25 \cdot \beta \cdot \text{ctg}(\theta_{hkl}).$$

Выявленные изменения параметров структуры на поверхности катания вдоль центральной оси и радиуса скругления выкружки головки рельсов после пропущенного тоннажа 1770 млн. тонн брутто позволили провести анализ распределения углерода в структуре стали.

2.2.3 ПЭМ исследования структуры

Исследование тонкой структуры рельсов, ее особенностей и состояние карбидной фазы после пропуска 1770 млн тонн брутто осуществляли методами просвечивающей электронной микроскопии ПЭМ тонких фольг на микроскопе ЭМ-125. Как и в предыдущих исследованиях объемно-закаленных [89-91, 96] и дифференцированно закаленных рельсов [100, 102, 103, 156] методом ПЭМ определяли параметры кристаллической решетки матрицы и частиц вторых фаз, строение границ зерен и субзерен, а также их кристаллографическую ориентацию и углы разориентировки, субструктуру стали, плотность и распределение дислокаций, тип формирующейся субструктуры, внутренние поля напряжений.

Для анализа строения тонкой структуры с помощью ПЭМ используют так называемые светлопольное и темнопольное изображения. Здесь необходимо дать некоторые пояснения используемой терминологии. Для получения светлопольного изображения из пучка все дифрагированные электроны исключены и это приводит к формированию светлопольного изображения. При этом сквозь диафрагму проходят только не претерпевшие дифракции электроны, летящие вдоль оптической оси. Для формирования темнопольного изображения сквозь диафрагму пропускаются электроны одного из дифрагированных пучков [159-161].

Светлопольные изображения тонкой структуры позволяли классифицировать морфологические признаки структуры, определять размеры, объемную долю и места локализации фаз. Для идентификации новых фаз применяли следующую методику, используемую в работах по объемно [89-91, 96] и дифференцированно закаленным рельсам [100, 101, 103, 156]. Получив светлопольное изображение структуры рельсовой стали, проводили изучение частиц второй фазы, для чего получали от двух до трех темнопольных изображения в различных рефлексах данных частиц и отмечали рефлексы, которые принадлежали кристаллической решетке данных частиц. Микроэлектронограммы с анализируемого участка фольги фотографировали, измеряли радиус-векторы рефлексов, принадлежащих анализируемым частицам и углы между ними. Затем строили обратную решетку, содержащую выявленные рефлексы анализируемых

частиц. Далее идентификация фазы сводилась к нахождению такой обратной решетки, сечение которой могла представлять данная точечная электронограмма.

Скалярная плотность дислокаций каждого типа дислокационной субструктуры измерялась по стандартной методике [158-161]. Ее значения рассчитывали по формуле, разработанной в научной школе профессоров Н.А. Коневой, Э.В. Козлова [162-165]:

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

где n_1 и n_2 – число пересечений дислокациями горизонтальных l_1 и вертикальных l_2 линий, (l_1 и l_2 – суммарная длина горизонтальных и вертикальных линий); M – увеличение микрофотографии; t – толщина фольги (200 нм).

Скалярная плотность дислокаций определялась с учетом объемной доли каждого из типов дислокационных субструктур по формуле:

$$\rho = \sum_{i=1}^Z P_{V_i} \rho_i,$$

где P_{V_i} – объемная доля материала, занятого i -тым типом дислокационной субструктуры, Z – количество типов ДСС, ρ_i – скалярная плотность дислокаций в i -том типе дислокационной субструктуры. Ошибка в измерении ρ составляет 15-20% [158-161].

Избыточная плотность дислокаций определялась по формуле, выведенной в научной школе Томских металлофизиков [162-165]:

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

где $\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial \lambda}$ – кривизна-кручение кристаллической решетки, b – вектор Бюргера дислокаций. Величина определялась путем изменения угла наклона фольги $\Delta\varphi$ в колонне микроскопа с помощью гониометра и фиксации смещения экстинкционного контура Δl .

При этом необходимо, чтобы ось наклона гониометра (ОНГ) была перпендикулярна вектору действующего \vec{g} . отражения. Согласно результатам, полученных ранее в работах [162-166] при повороте гониометра на

величину изгибный $\Delta\varphi \approx 1^\circ$ экстинкционный контур смещается на расстояние, равное своей ширине $\Delta\lambda \approx \lambda$. Поэтому в работе использована формула:

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

Величина внутренних полей напряжений оценивалась по формуле [162]:

$$\sigma = G \cdot t \cdot \chi,$$

Здесь G – модуль сдвига исследуемого материала.

При исследовании конструкционной стали в работе Томских металлофизиков было показано [167], что ширина контура h в величинах разориентировок составляет $\sim 1^\circ$ ($\sim 0,0175$ рад.).

Тогда:

$$\chi = \frac{\partial\varphi}{\partial\lambda} = \frac{0,0175}{h}.$$

Отсюда:

$$\sigma = G \cdot t \cdot \chi = G \cdot t \cdot \frac{0,0175}{h} = G \cdot \frac{3,5}{h}.$$

При выполнении оценок ширина контура h измерялась в нм.

Для электронно-микроскопических исследований структуры использовались фольги, приготовленные из вырезанных электроискровым методом пластинок из головки рельсов. Схема вырезки пластинок приведена на рисунке 2.1.

Образцы толщиной 100-200 мкм вырезались на расстоянии 2 мм, 10 мм и вблизи поверхности катания вдоль центральной оси рельса, (рисунок 2.1 (1)), или радиуса скругления рабочей выкружки (рисунок 2.1 (2)) как и в [96, 156]. Затем их механически шлифовали и полировали для удаления дефектов поверхностного слоя, образовавшихся при резке. Последующее утонение вырезанных пластинок до толщины 100 – 200 нм осуществляли методами электролитического утонения.

Детальное изучение микроструктуры образцов, приготовленных из головки рельсов, проводили методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) (растровой электронной микроскопии - РЭМ) на травленых шлифах. Этот метод позволяет получить изображения поверхности объекта с высоким, до 0,4 нанометра, пространственным разрешением.

Метод СЭМ основан на том, что в результате взаимодействия зондирующего электронного пучка с поверхностью образца генерируются низкоэнергетичные вторичные электроны, которые собираются детектором вторичных электронов [168]. Анализ микроструктуры поверхности осуществляли на сканирующем электронном микроскопе SEM-515 Philips, который обладает необходимыми характеристиками.

2.3 Методика определения механических свойств

Методика определения твердости, микротвердости, механических свойств не отличалась от описанных ранее в работах нашей научной школы и обобщенных в [96, 156]. Твёрдость металла рельсов определяли на поперечных темплетах, приготовленных в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685- 2013 [154]. Твердость определяли методом Бринелля на твердомере типа ТШ-2М шариком диаметром 10 мм при нагрузке 3000 кгс в соответствии с требованиями ГОСТ 9012-59 [169], а также методом Роквелла, ГОСТ 9013-59 (ИСО 6508-86) [170]. Твердость в этом случае определяли по шкале С внедрением алмазного конусного наконечника типа НК по ГОСТ 9377 при нагрузке 150 кгс (1500Н).

Микротвердость, как наиболее чувствительный параметр [171] (ГОСТ 9450-76 [172]), определяли прибором ПМТ-3, ТУ 3-3.1377-83, при нагрузке 30 г на расстоянии 2, 5 и 10 мм от поверхности по месту обеих выкружек и центральной зоны поверхности катания головки пробы путем 4-х измерений в каждой зоне с усреднением значений, полученных при измерении в каждой зоне. Также использовался прибор HVS-1000А.

Для определения механических свойств из рельсов вырезались образцы согласно по ТУ 0921-276-01124323-2012 РЖД.

Механические свойства при испытаниях на растяжение, ГОСТ 1497-84, определяли на разрывной испытательной машине EU-40 с усилием в 10 т на пяти разрывных цилиндрических образцах диаметром 6 мм и начальной расчётной длиной рабочей части 30 мм, приготовленных в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685-2013 и ГОСТ 1497-84 [173].

Как и в [96, 156] испытание на ударную вязкость проводили на маятниковом копре МК-15 в соответствии с требованиями ГОСТ 9454-78 [174] на стандартных образцах размером 10x10x55 мм с U-образным надрезом радиусом 1 мм и глубиной 2 мм при температурах +20°C.

ГЛАВА 3 СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА РЕЛЬСОВ НА РАЗЛИЧНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ ПОСЛЕ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследованы структурно-фазовые состояния рельсов в исходном состоянии и после пропущенного тоннажа 1770 млн. тонн брутто. Выполнен анализ механических и свойств на различном расстоянии от поверхности катания по разным направлениям в головке рельсов [175-179].

3.1 Структура рельсов после дифференцированной закалки (исходное состояние)

С момента начала производства 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов в 2013 г. их структура, фазовый состав, дислокационная субструктура и свойства подробно изучены методами современного физического материаловедения и обобщены в монографиях [57, 95].

Оптическая микроскопия рельсов в исходном состоянии выявила в качестве основной структуры мелкодисперсный пластинчатый перлит и вырожденный перлит (феррито-карбидная смесь). Вторая структурная составляющая – так называемый бесструктурный или структурно-свободный феррит, локализованный в виде сеток или случайных вкраплений, его объемная доля составляет несколько процентов.

Рентгенофазовый анализ показывает, что основными фазами исследуемой стали являются твердый раствор на основе α -железа (объемно-центрированная кубическая кристаллическая решетка) и карбид железа (Fe_3C , цементит, орторомбическая кристаллическая решетка). Дифференцированная закалка рельсов сжатым воздухом приводит к разным скоростям охлаждения различных участков рельса, вследствие чего параметры тонкой структуры будут различаться. Их сравнение по центральной оси головки и радиусу скругления по результатам рентгеноструктурного анализа показывает, что в первом случае a , $(\Delta d/d)$, $\Delta V(\text{Fe}_3\text{C})$ ниже, чем во втором (a – параметр решетки, $\Delta d/d$ – уровень микродеформаций,

$\Delta V(\text{Fe}_3\text{C})$ – объемная доля цементита). Вышеизложенные факты говорят о большей скорости охлаждения выкружки по сравнению с поверхностью катания головки по центральной оси. Более подробно мы остановимся на этом факте в главе 5, где будут привлечены данные электронно-микроскопических исследований.

Послойные исследования структуры, фазового состава, состояния дислокационной субструктуры в головке рельсов после дифференцированной закалки методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии позволили определить морфологию структуры. В таблице 3.1 приведено изменение относительного содержания пластинчатого перлита (V(1)), вырожденного перлита или феррито-карбидной смеси (V(2)) и структурно-свободного феррита (V(3)) с изменением расстояния от поверхности катания по центральной оси симметрии головки рельса и радиусу скругления выкружки от 0 до 10 мм. Можно констатировать, что уже в процессе термомодеформационного воздействия и дифференцированной закалки протекают различные структурно-фазовые трансформации по разным направлениям. Более интенсивно пластинчатый перлит, как главная структурная составляющая, трансформируется по радиусу скругления выкружки по сравнению с центральной осью и слабо зависит от расстояния.

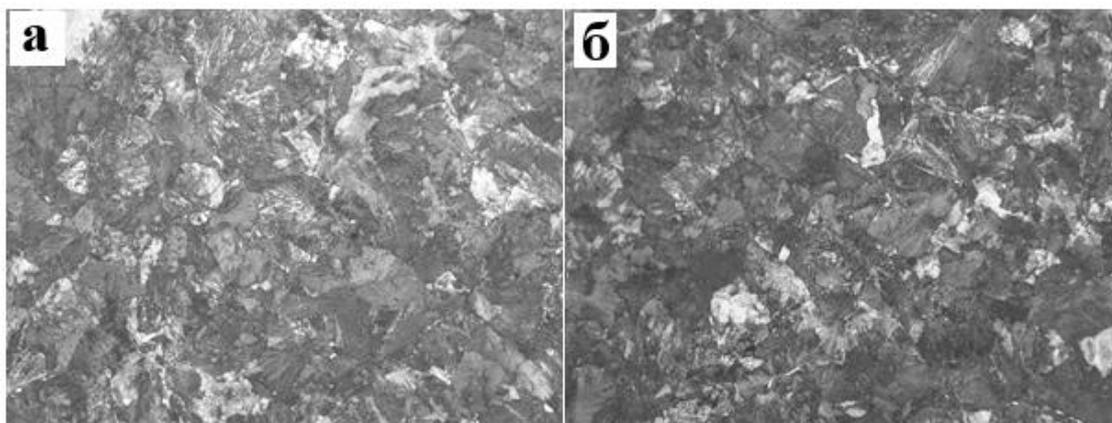
Таблица 3.1 – Изменение объемной доли структурных составляющих по сечению

Расстояние от поверхности, мм	По центральной оси			По выкружке		
	V(1)	V(2)	V(3)	V(1)	V(2)	V(3)
0	0,72	0,25	0,03	0,62	0,36	0,02
2	0,84	0,16	<0,01	0,61	0,34	0,02
10	0,72	0,28	<0,01	0,70	0,29	<0,01

3.2 Эволюция структуры и свойств рельсов на макро- и микромасштабных уровнях

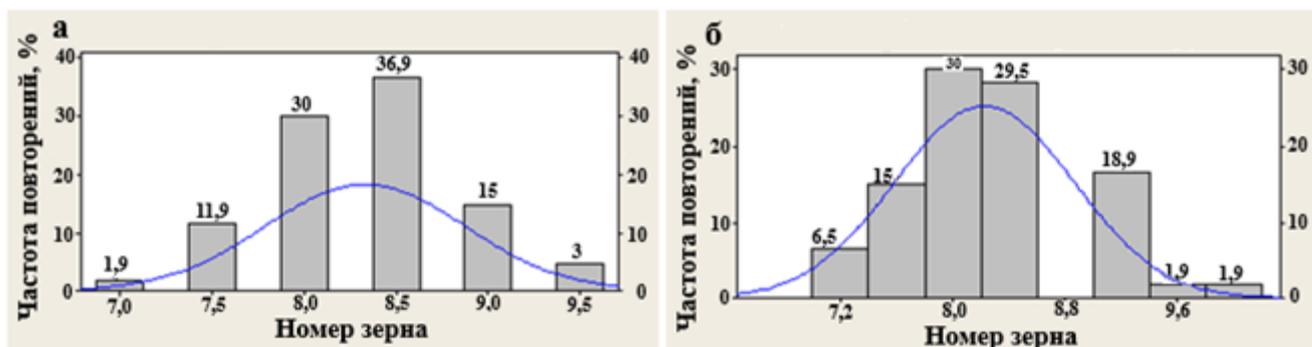
На рисунке 3.1 приведена микроструктура металла исследуемого рельса на глубине 10 мм от поверхности катания по вертикальной оси (рисунок 3.1, а) и вдоль радиуса скругления поверхности выкружки (рисунок 3.1, б). Структурно-фазовое состояние данного слоя материала будем принимать за «исходное состояние» металла рельс. Отчетливо видна поликристаллическая структура, средний номер зерна, как с поверхности катания головки рельсов, так и с поверхности выкружки соответствует номеру 8 (8,22-8,33). Средний размер зерна вдоль оси симметрии поверхности катания 21,99 мкм; разброс размеров реальных зерен от 13,72 мкм до 33,19 мкм. Частотное распределение номера зерна приведено на рисунке 3.2, а.

Средний размер зерна вдоль оси скругления рабочей выкружки 22,99 мкм; разброс размеров реальных зерен от 12,02 мкм до 33,36 мкм. Частотное распределение номера зерна приведено на рисунке 3.2, б. В обоих исследованных случаях частотное распределение номера зерен является мономодальным.



а – по вертикальной оси; б – вдоль оси симметрии рабочей выкружки

Рисунок 3.1 – Микроструктура металла головки исследуемого рельса на глубине 10 мм от поверхности катания. Оптическая микроскопия травленого шлифа. x500



а – вдоль центральной оси поверхность катания головки рельс; б – вдоль оси симметрии рабочей выкружки

Рисунок 3.2 – Частотное распределение номера зерна

Подобная поликристаллическая структура выявляется и при травлении образцов, вырезанных из области шейки (рисунок 3.3, а) и из области пера подошвы (рисунок 3.3, б).

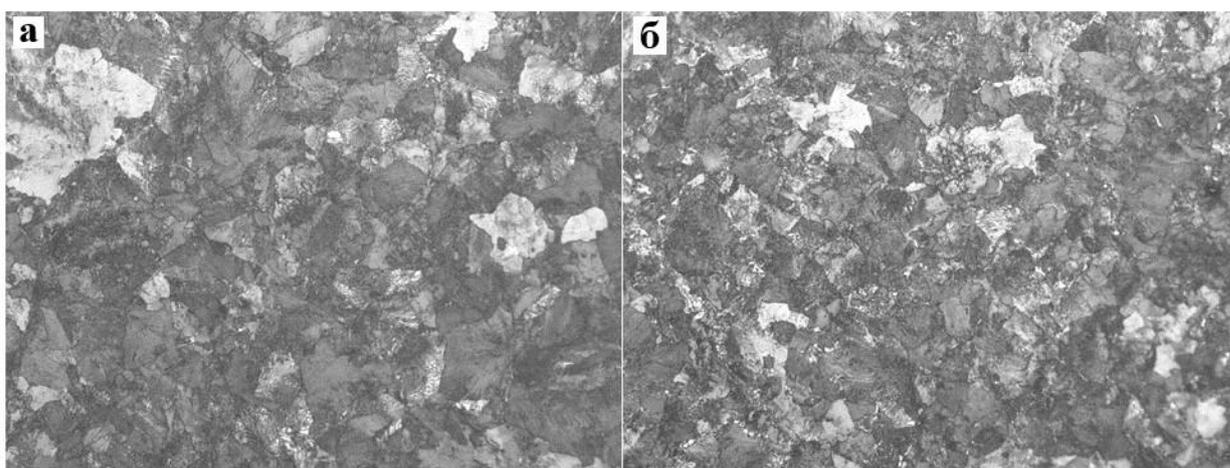


Рисунок 3.3 – Микроструктура металла в шейке (а) и в пере подошвы (б).

Оптическая микроскопия травленого шлифа. x500

Более детально исследование микроструктуры металла головки рельс проводили методами сканирующей электронной микроскопии травленных шлифов и методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (метод тонких фольг). Методами сканирующей электронной микроскопии показано, что микроструктура металла сформирована зернами высокодисперсного перлита с

незначительными участками структурно-свободного феррита (рисунок 3.4). Основная доля перлита – регулярные колонии с правильным чередованием пластинок цементита и феррита. В незначительном количестве (3-5%) присутствуют зерна феррита, расположенные вдоль границ и в стыках границ зерен перлита. В зоне выкружки и средней части головки рельса в микроструктуре наблюдается некоторое количество перлитных колоний с изогнутыми (волнистыми) и разрушившимися пластинами цементита, а также участки вырожденного перлита.

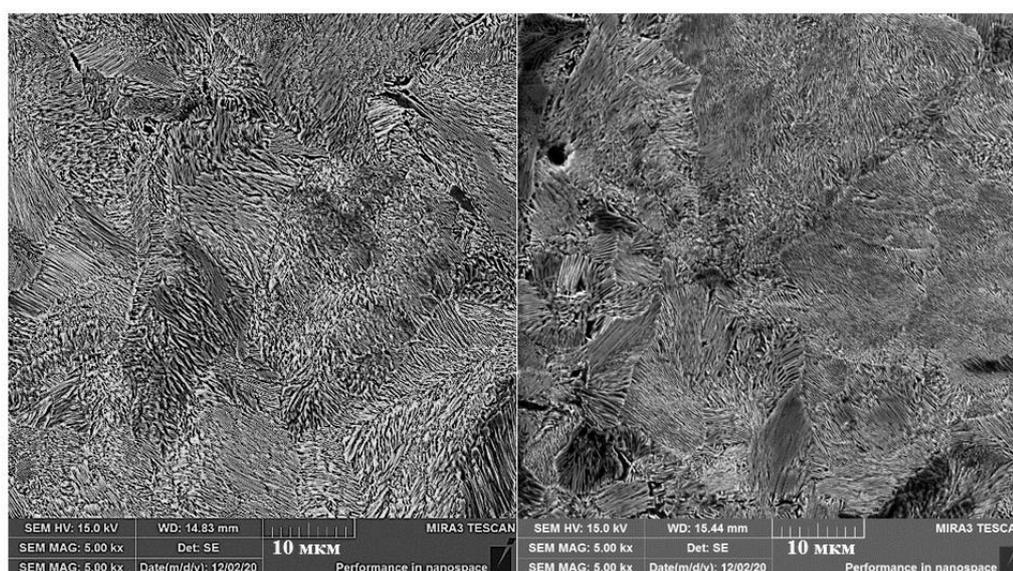


Рисунок 3.4 – Микроструктура металла в головке исследуемого рельса.

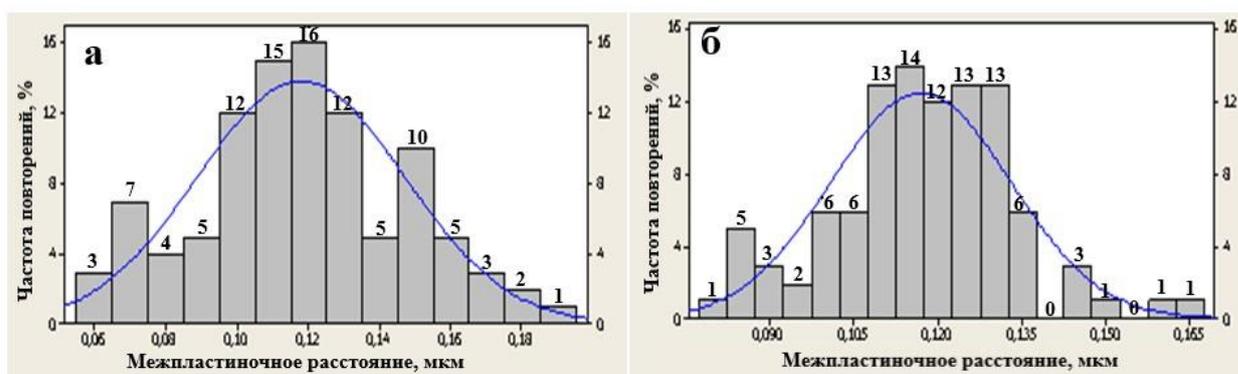
Сканирующая электронная микроскопия травленого шлифа

Результаты количественной оценки параметров микроструктуры зерен перлита представлены в таблице 3.2. Частотное распределение межпластиночного расстояния (МПР) приведено на рисунке 3.5, из которого видно, что с поверхности катания головки МПР изменяется в пределах (60-194) нм, а с поверхности выкружки - (80-164) нм, при практически одинаковом среднем значении (118-117) нм (таблица 3.2).

Таблица 3.2 – Результаты количественной оценки параметров микроструктуры зерен перлита

Место анализа	МПР, нм			Величина перлитных колоний, мкм		
	мин	макс	сред.	мин	макс	сред.
ПКГ	60	194	118	4,54	15,76	7,41
выкружка	80	164	117	4,88	12,72	8,42

Здесь: ПКГ – поверхность катания головки, МПР – межпластиночное расстояние.

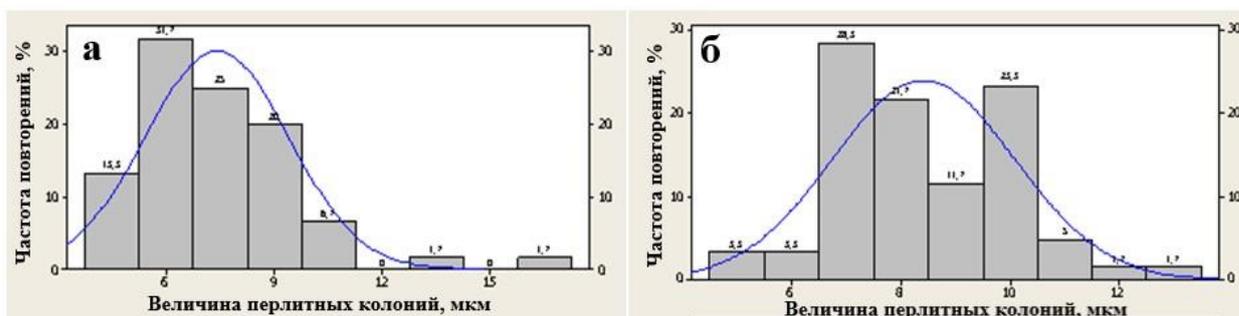


а – вдоль центральной оси поверхность катания головки рельсов; б – вдоль оси симметрии рабочей выкружки

Рисунок 3.5 – Частотное распределение межпластиночного расстояния перлитных колоний

Частотное распределение величины перлитных колоний приведено на рисунке 3.6, из которого видно, что с поверхности катания головки величина перлитных колоний изменяется в пределах от 4,54 мкм до 15,76 мкм при среднем значении 7,41 мкм (таблица 3.2). Вдоль оси скругления рабочей выкружки величина перлитных колоний изменяется в пределах от 4,88 мкм до 12,72 мкм при среднем значении 8,42 мкм (таблица 3.2). В обоих случаях функция распределения, описывающая частотное распределение величины перлитных колоний, является мономодальной. Максимум функции распределения смещен в сторону

максимальных значений размеров перлитных колоний, что особенно выражено в случае, представленном на рисунке 3.6, б.



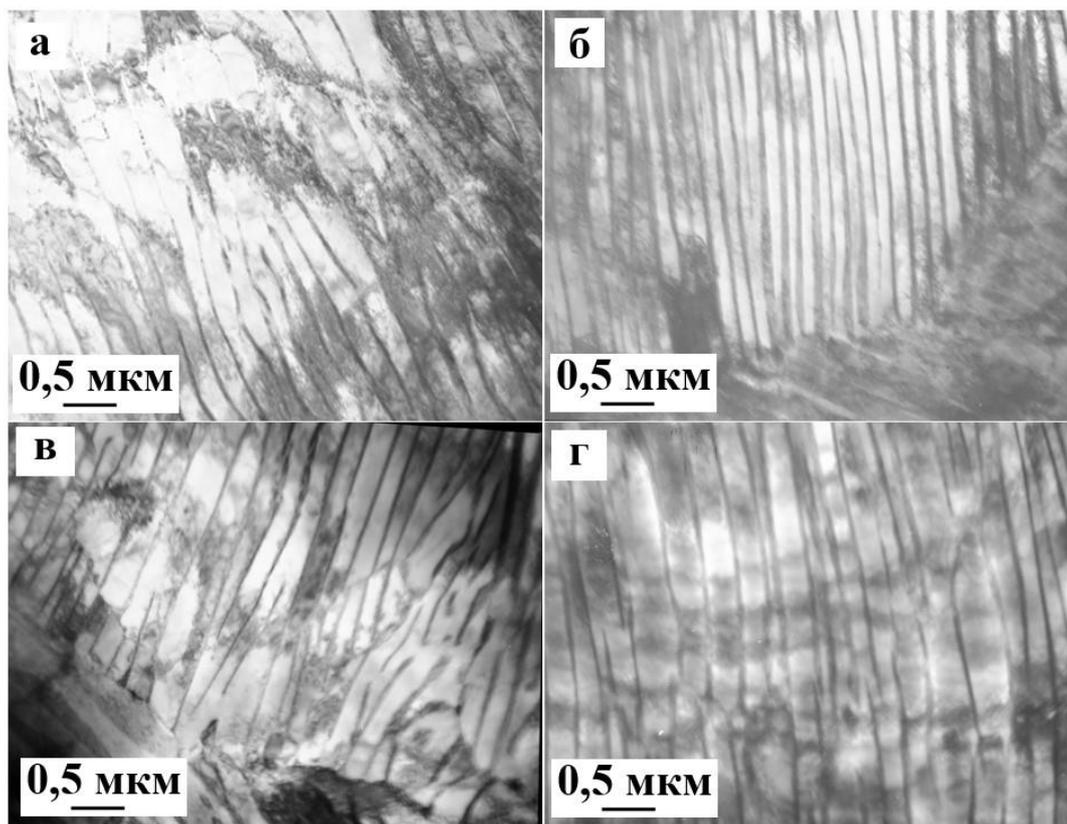
а – поверхность катания головки; б – рабочая выкружка

Рисунок 3.6 – Частотное распределение величины перлитных колоний

Исследования структуры металла головки рельса методами просвечивающей электронной микроскопии позволили детализировать структурно-фазовое состояние перлита в исследуемой пробе. Было установлено, что независимо от направления исследования (по радиусу скругления выкружки или вдоль центральной оси головки рельса) в стали присутствует несколько структурных состояний перлита, которые нами по морфологическому признаку классифицированы следующим образом.

Во-первых, собственно структура перлита пластинчатой морфологии, характерной особенностью которого является чередование параллельно расположенных пластин цементита и феррита (рисунок 3.7, а). На представленных на рисунке 3.7 микрофотографиях пластины, имеющие светлый контраст, являются пластинами феррита; пластины, имеющие темный контраст, являются пластинами цементита (карбид железа состава Fe_3C). Отчетливо видно, что поперечные размеры пластин феррита и цементита на представленных снимках различаются. Это может быть обусловлено, в том числе, различной ориентацией зерна перлита относительно падающего пучка электроном при электронно-микроскопических исследованиях тонких фольг на просвет [149, 158, 180].

Довольно часто пластины цементита перлитных колоний искривлены (рисунок 3.8, а). Присутствуют колонии перлита, в которых пластины цементита разделены ферритными промежутками (так называемыми ферритными мостиками [51]) (рисунок 3.8, б).



а, б – структура вдоль оси симметрии поверхности катания; в, г – вдоль оси скругления рабочей выкружки

Рисунок 3.7 – Электронно-микроскопическое изображение зерен пластинчатого перлита металла головки рельса

Во-вторых, зерна, в которых отсутствует пластинчатое расположение феррита и цементита (рисунок 3.9). Такую структуру будем далее называть структурой вырожденного перлита.

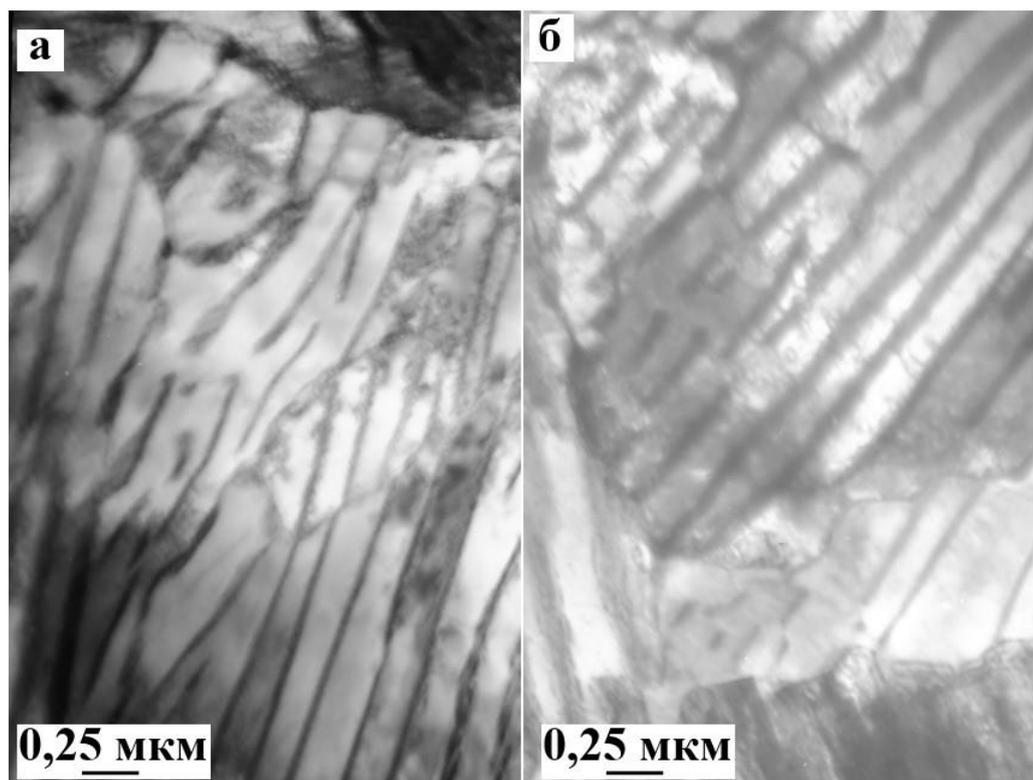


Рисунок 3.8 – ПЭМ изображение зерен пластинчатого перлита

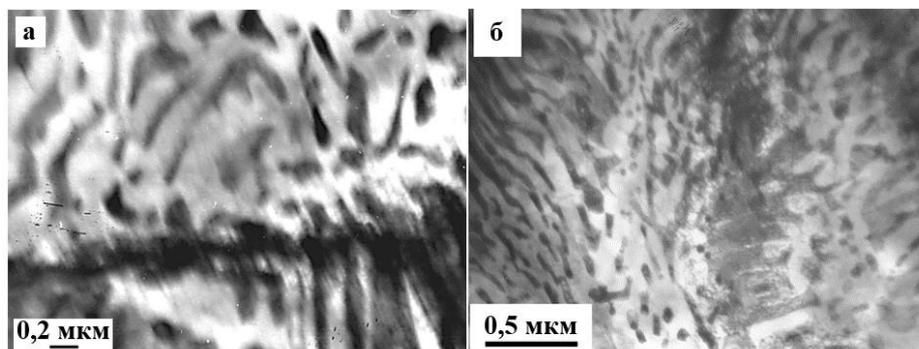


Рисунок 3.9 – ПЭМ изображение зерен вырожденного перлита

Количественный анализ, выполненный с использованием методов стереологии, позволил выявить относительное содержание указанных выше морфологических разновидностей зерен перлита металла головки рельс. А именно, при измерениях в объеме рельс вдоль центральной оси относительное содержание зерен перлита пластинчатого составляет 0,70 структуры стали; при измерениях вдоль оси скругления выкружки – 0,74 структуры стали; остальное – зерна вырожденного перлита и зерна феррита.

Зерна перлита характеризуются наличием дислокационной субструктуры (рисунок 3.10). Дислокации наблюдаются преимущественно в пластинах феррита и распределены хаотически. Скалярная плотность дислокаций (обозначаемая далее по тексту $\langle \rho \rangle$), измеренная методами случайно брошенной секущей, измеренная в объеме рельс вдоль центральной оси составляет $\langle \rho \rangle = 2,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, вдоль оси скругления выкружки – $\langle \rho \rangle = 3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

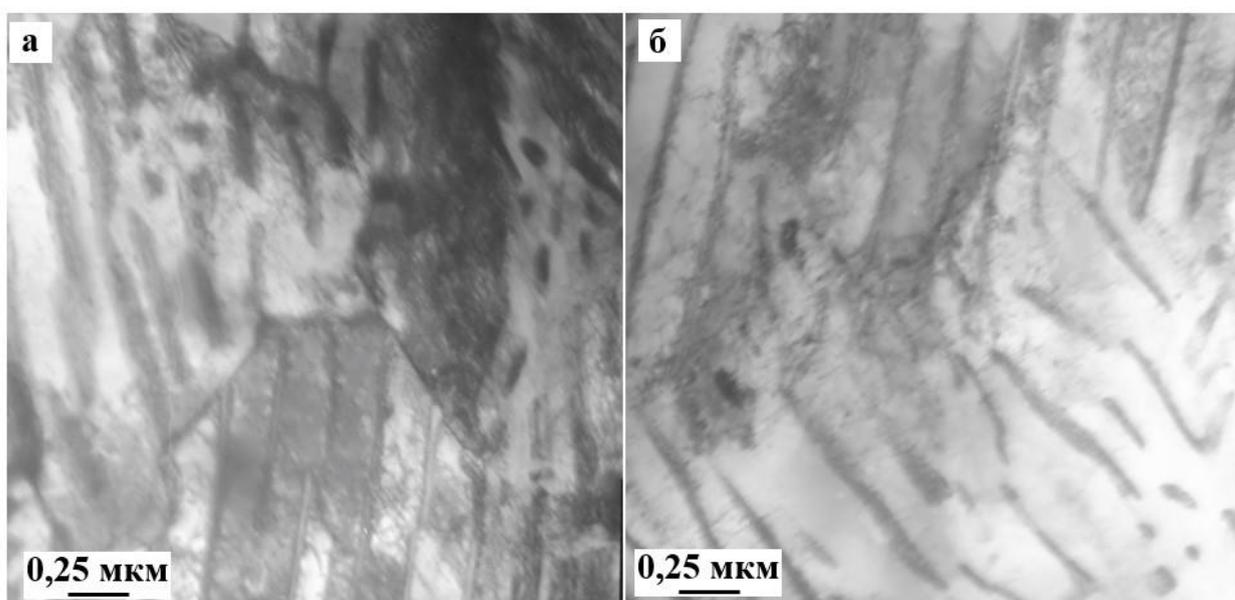


Рисунок 3.10 – Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры зерен перлита металла головки рельса

Электронно-микроскопические исследования структуры стали методами тонких фольг позволяют выявить и исследовать внутренние (дальнодействующие) поля напряжений, которые проявляются на электронно-микроскопических изображениях материала в виде изгибных контуров экстинкции [158, 180, 181]. Характерное изображение структуры стали, содержащее изгибные контуры экстинкции, приведено на рисунке 3.11.

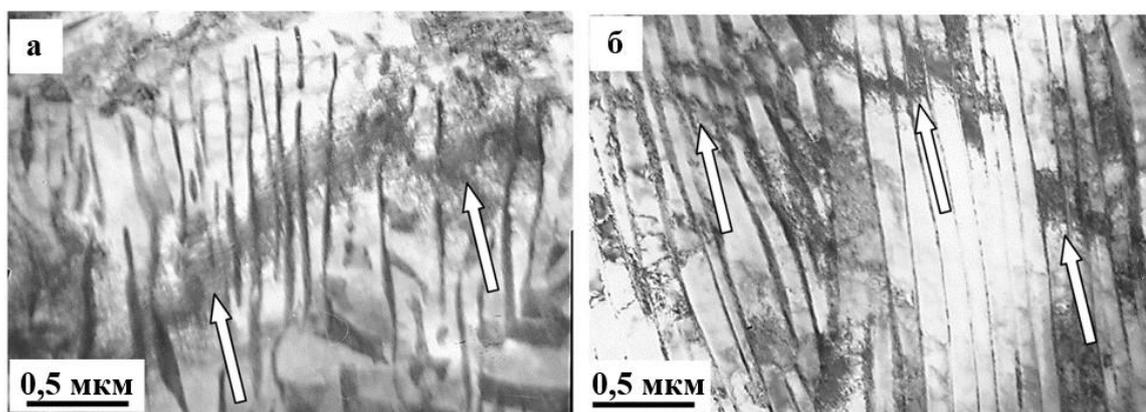


Рисунок 3.11 – Дефектная субструктура колоний перлита металла. Стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры

Присутствие на электронно-микроскопических изображениях материала изгибных контуров экстинкции свидетельствует о кривизне-кручении фольги, т.е. указывает на существование в материале внутренних полей напряжений, изгибающих тонкую фольгу. Источниками полей напряжений могут являться внутрифазные границы раздела (границы зерен и субзерен одной фазы), межфазные границы раздела (для стали – границы раздела карбид/матрица), микротрещины, микропоры [182-186]. В исследуемом нами материале источниками полей напряжений являются границы раздела пластин цементита и пластин феррита (рисунок 3.11), частицы цементита в колониях вырожденного перлита (рисунок 3.12, а) и границы раздела колоний перлита и перлитных зерен (рисунок 3.12, б).

Основной причиной формирования внутренних полей напряжений является накопление в материале избыточной плотности дислокаций, т.е. дислокаций одного знака. Методика оценки избыточной плотности дислокаций ρ_{\pm} , основанная на анализе изгибных контуров экстинкции, подробно изложена в главе 2 и в работах [167, 187]. Используя данную методику, было показано, что избыточная плотность дислокаций, измеренная по данной методике в объеме рельсов вдоль центральной оси, составляет $\rho_{\pm} = 2,08 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, вдоль оси скругления выкружки – $\rho_{\pm} = 1,84 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

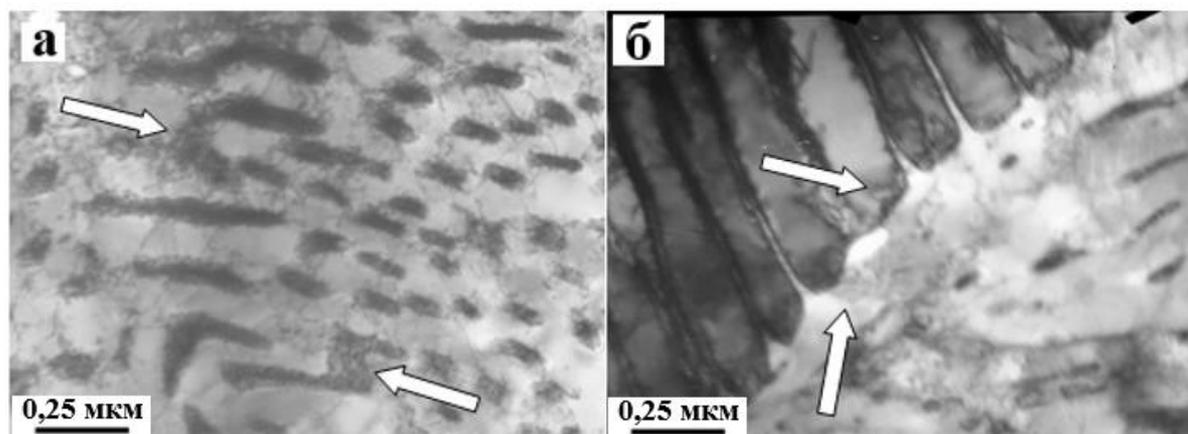


Рисунок 3.12 – Дефектная субструктура колоний вырожденного перлита металла рельс. Стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры

Следует ожидать, что эксплуатация рельсов будет сопровождаться деформационным преобразованием структуры перлита, одним из проявлений которого является разрушение пластин цементита. Выполненные оценки показали, что в объеме стали, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности катания вдоль оси симметрии объемная доля цементита составляет 10,4 %, что соответствует концентрации углерода в материале, равной 0,74 масс. %. В объеме стали, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности рабочей выкружки вдоль радиуса скругления объемная доля цементита составляет 9,6 %, что соответствует концентрации углерода в материале, равной 0,69 масс. %. Таким образом, выявленная при оценке объемной доли цементита концентрация углерода в объеме рельсов согласуется с результатами анализа химического состава металла исследуемого рельса, определенного спектральным и химическим методами.

Таким образом, рассмотренные в настоящем разделе результаты свидетельствуют о том, что структура объема рельсов на расстоянии 10 мм и более от поверхности головки, независимо от направления исследований (вдоль радиуса скругления выкружки или вдоль оси симметрии), представлена зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии.

3.3 Механические свойства рельсов после экстремально длительной эксплуатации

Механические свойства металла рельсов характеризовали твёрдостью (методы Бринелля и Роквелла) и микротвёрдостью (метод Виккерса), путем испытаний на растяжение и ударный изгиб. Измерение твёрдости по сечению и на поверхности катания головки рельса проводили в соответствии с требованиями ТУ 0921-276-01124323-2012, также измеряли твердость по сечению темплета в центре подошвы. Результаты испытаний приведены в таблице 3.3. Из приведённых в таблице 3.3 данных видно, что по твёрдости на поверхности катания головки и по сечению исследуемый рельс удовлетворяет требованиям ТУ 0921-276-01124323-2012 для рельсов категории ДТ350.

Дополнительно проводили измерение твердости металла пробы в поперечном сечении головки методом Роквелла на расстоянии 2, 5, 10 и 22 мм от поверхности катания головки по вертикальной оси симметрии и от выкружек. Результаты измерений твердости представлены в таблице 3.4. Из представленных в таблице 3.4 данных видно, что значения твердости на глубине 2 мм в центральной зоне и зоне выкружек находятся на более высоком уровне (36,8 – 37,0 HRC), что обусловлено наличием в указанной зоне глубокой деформации, сопровождающейся спływом металла.

На глубине 5, 10 и 22 мм от поверхности катания, и выкружек твердость металла постепенно снижается и характеризуется более низким уровнем на глубине 22 мм (34,5-35 HRC) по сравнению с глубиной 2 мм.

Таблица 3.3 – Твердость по сечению рельсов

Материал	Твёрдость, НВ								
	ПКГ	10 мм	10 мм от поверхности выкружек		22 мм	шейка	подошва		
			1	2			в центре		
проба	383	389	378	371	362	342	348	350	372
Требования ТУ 0921- 276- 01124323- 2012 для рельсов категории ДТ350	352- 401	не менее			не более				
		341			321	341	363		-

ПКГ – поверхность катания головки

Таблица 3.4 – Твердость в поперечном сечении головки рельсов

Место измерения	Твердость HRC, на расстоянии от поверхности, мм			
	2	5	10	22
Со стороны рабочей выкружки	37,0	36,4	35,5	34,5
Вдоль вертикальной оси	37,0	36,5	35,8	35,0
Со стороны нерабочей выкружки	36,8	35,9	35,5	34,5

Для определения механических свойств при растяжении и испытаний на ударный изгиб образцы вырезали согласно схеме, представленной на рисунке 3.13. Результаты испытаний приведены в таблице 3.5. Из приведённых в таблице 3.5

данных видно, что механические свойства при растяжении, ударная вязкость на образцах, вырезанных по ТУ 0921-276-01124323-2012, удовлетворяет требованиям стандарта для рельсов категории ДТ350.

Наиболее высокие прочностные характеристики отмечены на образцах, изготовленных из верхней части головки (ближе к поверхности катания) и на образце №9, вырезанном из середины подошвы (870-880 МПа – σ_T , 1270-1330 МПа – σ_B). При этом отмечено, что в краевых зонах головки и подошвы пластические свойства выше, а предел текучести ниже, чем в осевой части что связано с более высокой степенью обжатия в указанных элементах профиля. На образцах, вырезанных из середины головки, на глубине ~20 мм, ближе к боковым граням (образцы № 4 и 6) предел текучести понизился до 830-840 МПа, а временное сопротивление до 1230-1250 МПа. Более низкий уровень отмечен в центре головки на глубине ~20 мм - 720 и 1170 МПа (соответственно) и в шейке 700 и 1140 Н/мм² (соответственно). В перьях подошвы прочностных характеристики одинаковые: предел текучести - 770 Н/мм², временное сопротивление - 1190 МПа.

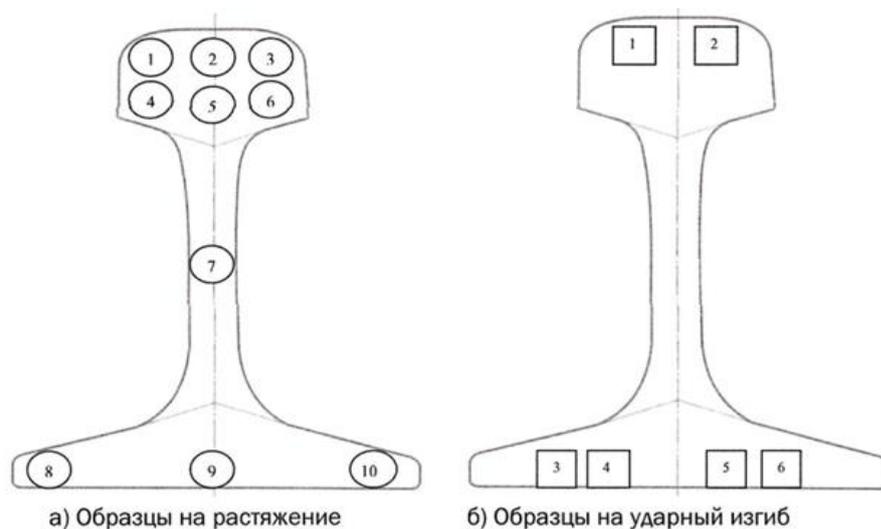


Рисунок 3.13 – Места отбора металла для, изготовления образцов для механических испытаний

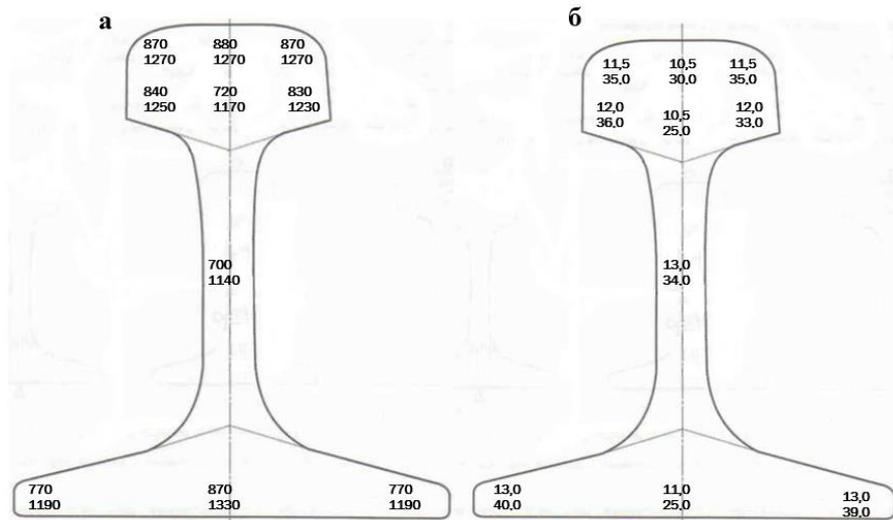
Наиболее высокие пластические характеристики имеют образцы № 8 и 10, вырезанные из перьев подошвы: 13 % относительное удлинение, 39-40 %

относительное сужение, несколько ниже (11,5 и 35 % соответственно) получены свойства на образцах № 1 и 3, изготовленных из выкружек головки. Низкий уровень пластических свойств отмечен на образцах (№ 2, 5, 9), вырезанных из головки и подошвы по вертикальной оси: 10,5-11 % относительное удлинение и 25-30% относительное сужение.

Распределение прочностных (предела текучести, временного сопротивления) и пластических свойств (относительного удлинения, относительного сужения) в исследуемом рельсе приведены на рисунке 3.14.

Таблица 3.5 – Механические свойства по сечению рельсов

№ образца	Механические свойства при растяжении				Ударная вязкость
	σ_T	σ_B	δ_5	ψ	КСУ, +20° С
	МПа		%		Дж/см ²
1	870	1270	11,5	35	22
2	880	1270	10,5	30	27
3	870	1270	11,5	35	41
4	840	1250	12,0	36	26
5	720	1170	10,5	25	27
6	830	1230	12,0	33	29
7	700	1140	13,0	34	-
8	770	1190	13,0	40	-
9	870	1330	11,0	25	-
10	770	1190	13,0	39	-
Требования ТУ 0921-276-01124323-2012 для рельсов категории ДТ350 для образцов, вырезанных из зоны выкружки	не менее				не менее
	800	1240	9,0	25,0	15



а – предел текучести и временное сопротивление разрушению; б – относительное удлинение и поперечное сужения

Рисунок 3.14 – Распределение механических свойств в исследуемом рельсе

Как видно из данных, приведенных в таблице 3.4 и на рисунке 3.14, наиболее высокие прочностные характеристики отмечены на образцах, изготовленных из верхней части головки (ближе к поверхности катания) и на образце №9, вырезанном из середины подошвы ($870-880 \text{ Н/мм}^2 - \sigma_T$, $1270-1330 \text{ Н/мм}^2 - \sigma_B$). При этом отмечено, что в краевых зонах головки и подошвы пластические свойства выше, а предел текучести ниже, чем в осевой части, что связано с более высокой степенью обжатия в указанных элементах профиля. На образцах, вырезанных из середины головки, на глубине ~ 20 мм, ближе к боковым граням (образцы № 4 и 6) предел текучести понизился до $830-840 \text{ Н/мм}^2$, а временное сопротивление до $1230-1250 \text{ Н/мм}^2$. Более низкий уровень отмечен в центре головки на глубине ~ 20 мм - 720 и 1170 Н/мм^2 (соответственно) и в шейке 700 и 1140 Н/мм^2 (соответственно). В перьях подошвы прочностных характеристики одинаковые: предел текучести - 770 Н/мм^2 , временное сопротивление - 1190 Н/мм^2 .

Микротвёрдость определяли прибором ПМТ-3 при нагрузке 30 г на расстоянии 2 , 5 и 10 мм от поверхности по месту обеих выкружек и центральной зоны поверхности катания головки пробы по результатам 4-х измерений в каждой зоне. Усреднённые значения, полученные при измерении, представлены в таблице

3.6. Из представленных в таблице 3.6 данных видно, что микротвёрдость на глубине 2 мм имеет близкие значения – 1651-1668 МПа. Далее до глубины 10 мм значение микротвёрдости плавно снижаются до 1259-1285 МПа, что является следствием существенного преобразования структуры стали по мере приближения к поверхности головки рельса.

Таблица 3.6 – Микротвердость по сечению головки рельсов

Место измерения	Микротвёрдость, МПа, на расстоянии от поверхности, мм		
	2	5	10
Со стороны рабочей выкружки	1668	1455	1285
Вдоль вертикальной оси	1666	1448	1274
Со стороны нерабочей выкружки	1651	1438	1259

Для большей наглядности формирования градиентности структурно-фазового состояния и свойств металла рельсов после пропуска 1770 млн. тонн брутто на рисунке 3.15 и рисунке 3.16 приведены зависимости, характеризующие изменение твердости стали от расстояния до поверхности головки рельсов.

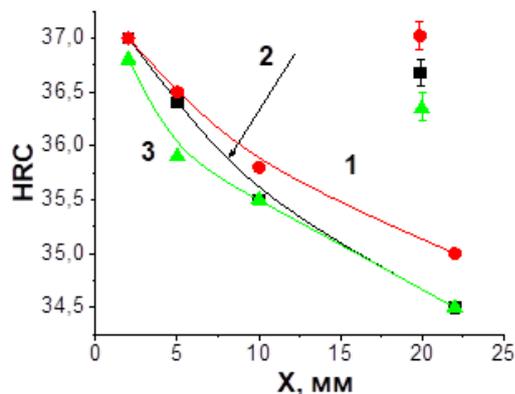


Рисунок 3.15 – Зависимость твердости металла в поперечном сечении головки от расстояния от поверхности катания головки по вертикальной оси симметрии (кривая 2) и от выкружек (рабочей, кривая 1, и нерабочей, кривая 3) вдоль радиуса скругления

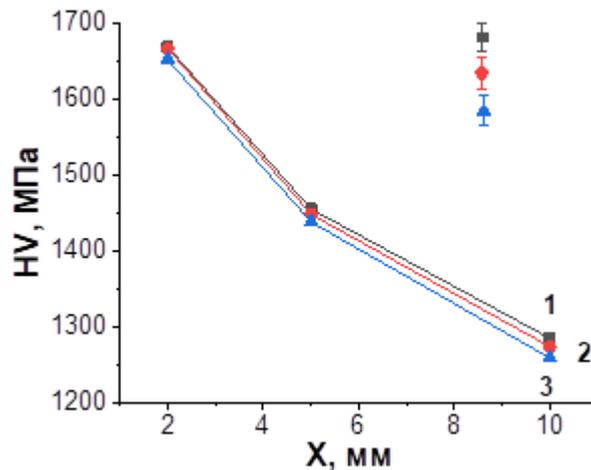


Рисунок 3.16 – Зависимость микротвердости металла в поперечном сечении головки от расстояния от поверхности катания головки по вертикальной оси симметрии (кривая 2) и от выкружек (рабочей, кривая 1, и нерабочей, кривая 3)

Анализ представленных на рисунке 3.15 результатов показывает, что значения твердости на глубине 2 мм в центральной зоне и зоне выкружек находятся на более высоком уровне (36,8 – 37,0 HRC), что очевидно обусловлено деформационным преобразованием металла рельсов указанной зоны. На глубине 5, 10 и 22 мм от поверхности катания и выкружек твердость металла постепенно снижается и характеризуется наиболее низким уровнем на глубине 22 мм (34,5-35 HRC) по сравнению с глубиной 2 мм.

Усреднённые значения микротвёрдости, полученные при измерении на расстоянии 2, 5 и 10 мм от поверхности по месту обеих выкружек и центральной зоны поверхности катания головки пробы, представлены на рисунке 3.16.

Анализ представленных на рисунке 3.16 результатов испытаний показывает, что микротвёрдость на глубине 10 мм имеет наименьшие значения (1259-1285) МПа и увеличивается по мере приближения к поверхности головки рельсов до значений (1650-1670) МПа на глубине 2 мм, хорошо согласуясь с результатами, приведенными на рисунке 3.15. Продолжая данную тенденцию и сопоставляя результаты, представленные на рисунке 3.15 и на рисунке 3.16, можно ожидать, что

твёрдость металла рельсов будет и далее увеличиваться по мере приближения к поверхности головки рельсов. Как было показано ранее такое изменение твёрдости и микротвёрдости материала обусловлено состоянием дефектной субструктуры и фазового состава металла рельсов и является следствием деформационного преобразования дефектной субструктуры и фазового состава стали при длительной эксплуатации рельсов.

3.4 Выводы по главе 3

Таким образом, выполнен анализ структуры рельсов в исходном состоянии после дифференцированной закалки, которая представлена зернами пластинчатого перлита, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно свободного феррита, располагающимися в виде включений по границам зерен перлита. На макро- и микромасштабных уровнях прослежена эволюция структуры и свойств рельсовой стали на глубине 10 мм от поверхности катания по вертикальной оси и вдоль радиуса скругления выкружки головки рельса после эксплуатации (пропущенный тоннаж 1770 млн. тонн брутто). Проанализированы частотные распределения номера зерен, межпластинчатого расстояния, величины перлитных колоний. По морфологическому признаку проведена классификация структурных состояний перлита. Кроме перлита пластинчатой морфологии выявлена структура вырожденного перлита и колонии перлита с искривленными пластинками цементита и разделенными ферритными пластинами. Выявлено относительное содержание морфологических разновидностей зерен перлита. Выполнена оценка скалярной и избыточной плотности дислокаций по разным направлениям в головке рельса. Отмечено, что источниками полей напряжений могут являться внутрифазные и межфазные границы раздела, микротрещины, микропоры. Определены механические свойства металла рельсов (твёрдость, микротвёрдость, ударная вязкость, параметры прочности и пластичности) и их изменение от расстояния до поверхности по разным направлениям в головке рельсов. Проведенное сравнение с требованиями ТУ 0921-276-01124323-2012 для рельсов категории ДТ350 свидетельствует об удовлетворении этим требованиям.

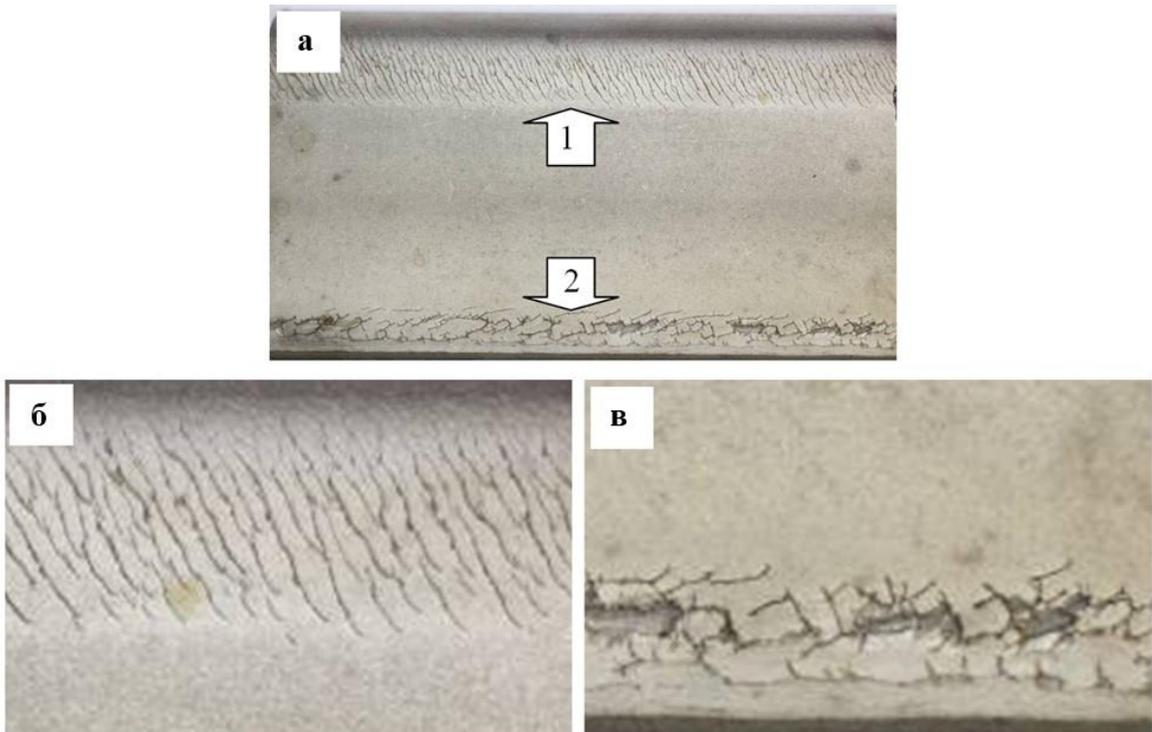
ГЛАВА 4 ГРАДИЕНТЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСОВ ПОСЛЕ УЛЬТРАДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Установлен градиентный характер структурно-фазовых состояний в головке рельсов на расстояниях 0-10 мм по центральной оси и радиусу скругления рабочей выкружки. Определено относительное содержание пластинчатого перлита, разрушенного, вырожденного, зерен перлита с наночастицами цементита, зерен феррита с субмикроструктурной структурой вдоль разных направлений в головке рельсов. Приведены зависимости скалярной и избыточной плотности дислокаций от расстояния от поверхности катания по разным направлениям [188-192].

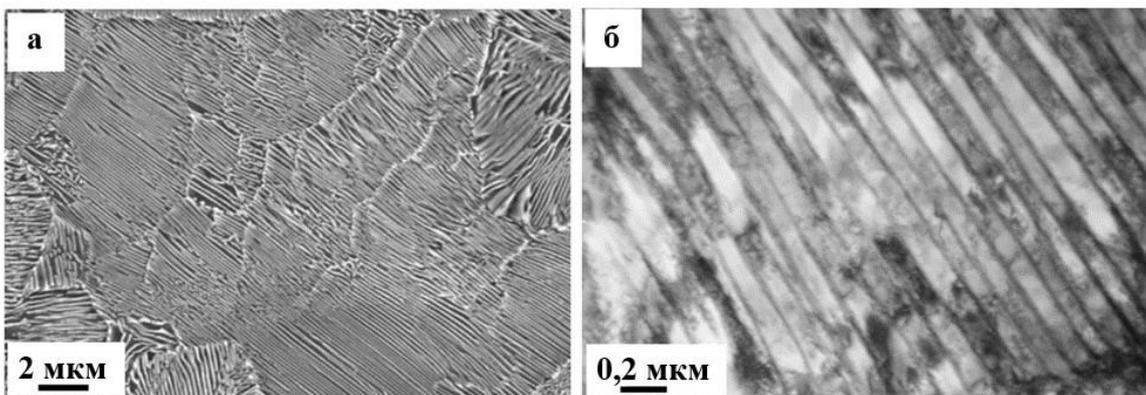
4.1 Формирование градиентов по радиусу скругления рабочей выкружки головки рельсов

Исследования макроструктуры металла показали, что боковой износ головки рельса составил 2,5 мм, вертикальный – 2 мм (рисунок 4.1, а). На поверхности рабочей выкружки головки выявлены многочисленные параллельные трещины контактной усталости (рисунок 4.1, б), на поверхности нерабочей выкружки выявлены мелкие выкрашивания, проходящие полосой шириной до 5 мм по тонким извилистым трещинам (рисунок 4.1, в). По месту многочисленных параллельных поверхностных трещин контактной усталости, а также по месту мелких выкрашиваний на макротемплете с поверхности головки наблюдаются несплошности глубиной ~ до 0,5 мм.

В разделе 3.2 было показано, что микроструктура металла на расстоянии 10 и более мм от поверхности головки сформирована зернами высокодисперсного перлита с незначительными участками структурно-свободного феррита. Основная доля перлита – перлит пластинчатой морфологии, структура которого сформирована регулярными колониями с последовательным чередованием пластин цементита и феррита (рисунок 4.2).



а – (1) рабочая выкружка; (2) нерабочая выкружка;
 б – увеличенные изображения участков рабочей выкружки;
 в – увеличенные изображения участков нерабочей выкружки
 Рисунок 4.1 – Макроструктура поверхности головки рельса

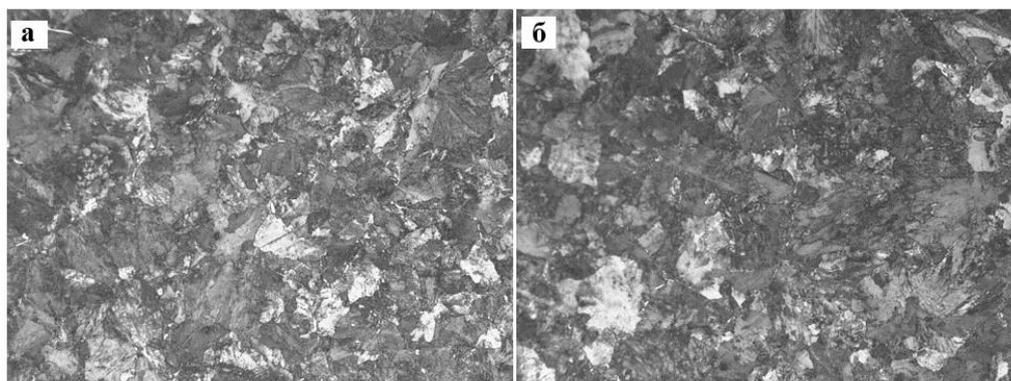


а – изображение получено методами СЭМ травленого шлифа; б – методами ПЭМ
 Рисунок 4.2 – Электронно-микроскопическое изображение структуры
 пластинчатого перлита головки рельса

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается множественным преобразованием структуры перлита. На рисунке 4.3 приведена микроструктура

металла исследуемого рельса на глубине 2 мм и 5 мм вдоль радиуса скругления поверхности рабочей выкружки. Сопоставляя результаты, представленные на рисунке 4.3 с результатами, приведенными на рисунке 3.1, б, можно отметить, что по мере удаления от поверхности рабочей выкружки дисперсность микроструктуры металла рельсов уменьшается.

Исследования структуры металла головки рельсов методами просвечивающей электронной микроскопии позволили детализировать структурно-фазовое состояние перлита в исследуемой пробе и выявить структурный градиент металла рельсов.



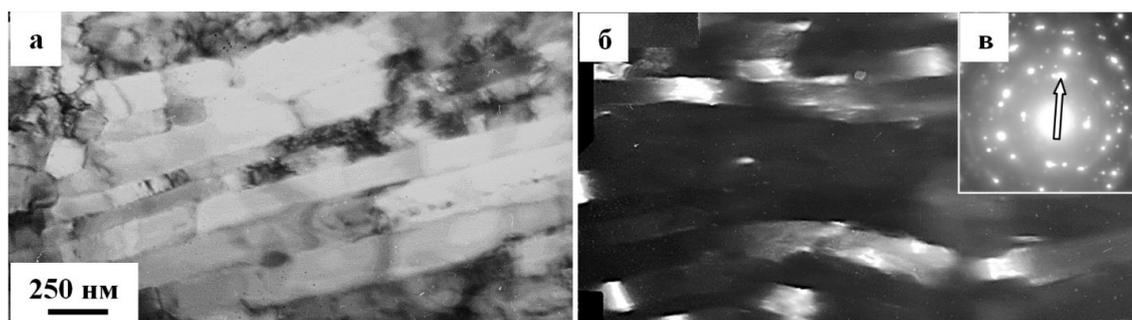
а – на глубине 2 мм; б – на глубине 5 мм с поверхности выкружки. х500

Рисунок 4.3 – Микроструктура металла в головке исследуемого рельса

В результате выполненных исследований было установлено, что в слое толщиной не менее 2, 0 мм преобразование зерен и колоний пластинчатого перлита, имеющее место при длительной эксплуатации рельсов, протекает следующим образом.

Во-первых, выявляются зерна, сохранившие структуру пластинчатого перлита (рисунок 4.4). Темнопольный анализ показывает, что пластины феррита в таких зернах фрагментированы, т.е. разбиты на области, отделенные друг от друга малоугловыми границами. Как правило, поперечные размеры фрагментов соответствуют поперечным размерам пластин феррита, продольные размеры фрагментов в 1,5-2 раза больше их поперечных размеров.

Во-вторых, наблюдаются колонии перлита, пластины цементита в которых разбиваются на отдельные фрагменты, сдвинутые друг относительно друга. Можно предположить, что данная структура формируется в результате реализации механизма перерезания пластин цементита упругими полями дислокациями. Типичное ПЭМ изображение результатов этого процесса приведено на рисунке 4.5.



а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе $[110]\alpha\text{-Fe}$ (на (в) указан стрелкой);

в – микроэлектронограмма

Рисунок 4.4 – ПЭМ изображение структуры поверхностного слоя рабочей выкружки

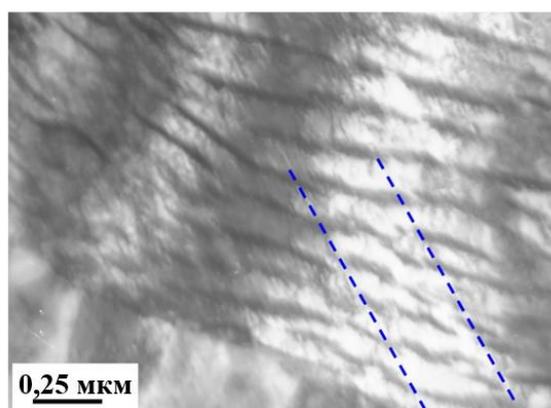


Рисунок 4.5 – Структура пластинчатого перлита металла рельс, формирующаяся в слое толщиной 2 мм, примыкающего к поверхности рабочей выкружки.

Пунктирными линиями указана область с разрушенными, путем реализации механизма перерезания, пластинами цементита

В-третьих, наблюдаются колонии перлита, пластины цементита в которых разделены на отдельные частицы округлой формы, декорирующие пластины феррита. Можно предположить, что данная структура формируется в результате реализации механизма, при действии которого разрушение пластин цементита осуществляется путем растворения цементита и перехода атомов углерода из решетки карбида железа на линии дислокаций. Характерное изображение формирующейся при этом структуры приведено на рисунке 4.6 и рисунке 4.7. Размеры данных частиц, имеющих глобулярную форму, изменяются в весьма широких пределах от 15 нм до 45 нм.

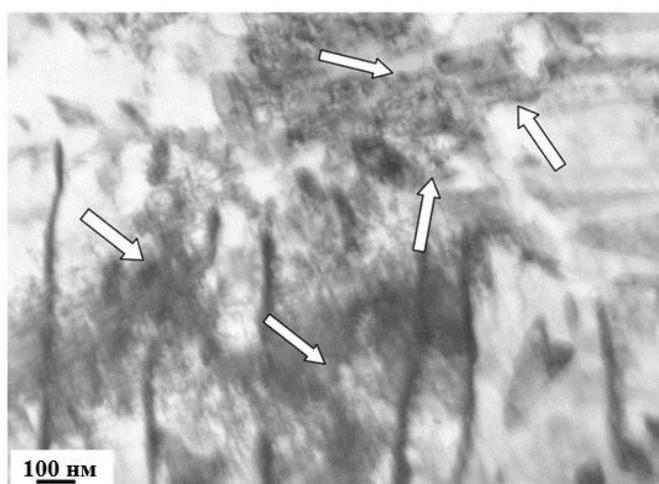


Рисунок 4.6 – ПЭМ изображение структуры пластинчатого перлита на расстоянии 2 мм от поверхности. Стрелками указаны частицы цементита, расположенные на месте пластин цементита

Характерное изображение структуры, формирующейся в результате реализации данного механизма в слое, примыкающем к поверхности рабочей выкружки, приведено на рисунке 4.7. Размеры частиц цементита, находятся в пределах от 10 нм до 35 нм (рисунок 4.8, б). Следовательно, сравнивая микрофотографии, приведенные на рисунке 4.5, рисунке 4.6, рисунке 4.7 и рисунке 4.8, можно заключить, что размеры частиц карбида железа, декорирующих пластины феррита, уменьшаются по мере приближения к поверхности рабочей выкружки.

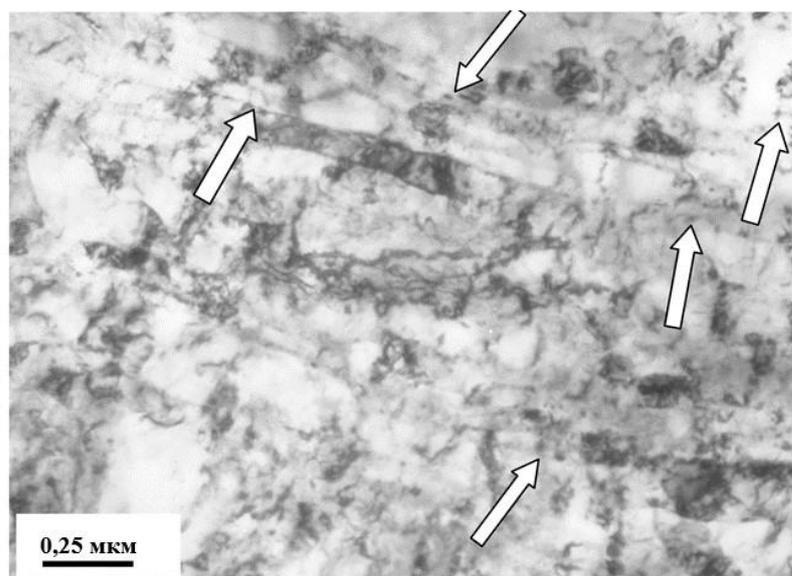
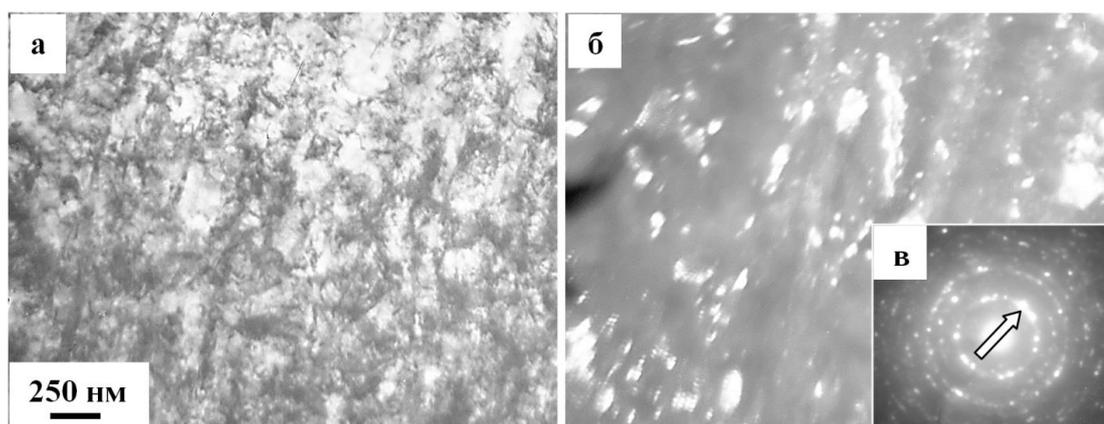


Рисунок 4.7 – Структура пластинчатого перлита металла в слое, примыкающем к поверхности рабочей выкружки. Стрелками указаны частицы цементита

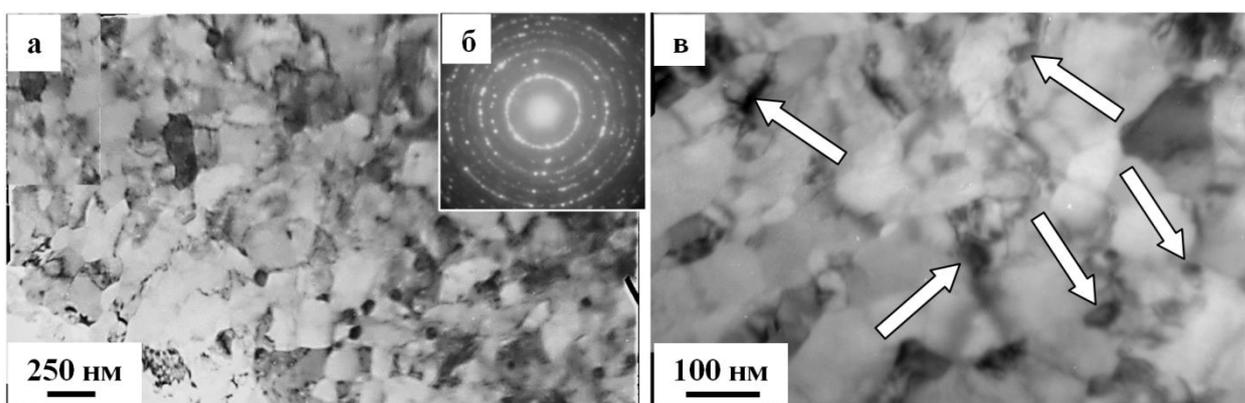


а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе $[110]\alpha\text{-Fe} + [012]\text{Fe}_3\text{C}$ (на (в) стрелкой указан рефлекс); в – микроэлектронограмма

Рисунок 4.8 – ПЭМ изображение структуры поверхностного слоя выкружки

В-четвертых, области материала, имеющие поликристаллическую структуру, характерное изображение которой приведено на рисунке 4.9. Микроэлектронограмма, полученная с данной структуры, имеет кольцевое строение (рисунок 4.9, б). Последнее указывает на субмикро- наномасштабный размер кристаллитов. Количественный анализ такой структуры показывает, что размеры кристаллитов изменяются в пределах от 150 нм до 250 нм.

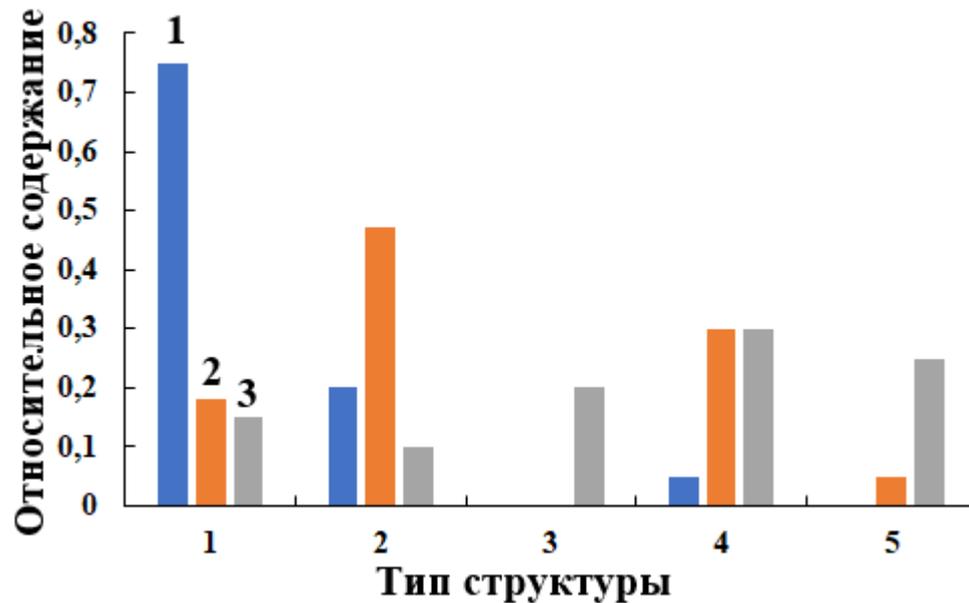
Дифракционные кольца сформированы отдельно расположенными точечными рефлексами (рисунок 4.9, б). Такое строение колец свидетельствует о большеугловой разориентации кристаллитов, т.е. о формировании именно зеренной структуры. На рисунке 4.9,в приведено ПЭМ изображение частиц карбидной фазы, размеры которых в пределах от 25 нм до 75 нм. Динамическая рекристаллизация стали, имеющая место при циклическом нагружении металла рельсов в процессе сверхдлительной эксплуатации способна вызвать формирование такого типа структуры.



а – светлопольное изображение; б – микроэлектронограмма; в – светлопольное изображения (стрелками указаны частицы карбидной фазы)

Рисунок 4.9 – Субмикроструктурная структура поверхности «рабочей выкружки»

Количественный анализ, выполненный с использованием методов стереологии, позволил выявить относительное содержание указанных выше морфологических разновидностей структуры металла вдоль оси скругления рабочей выкружки. Полученные результаты представлены на рисунке 4.10.

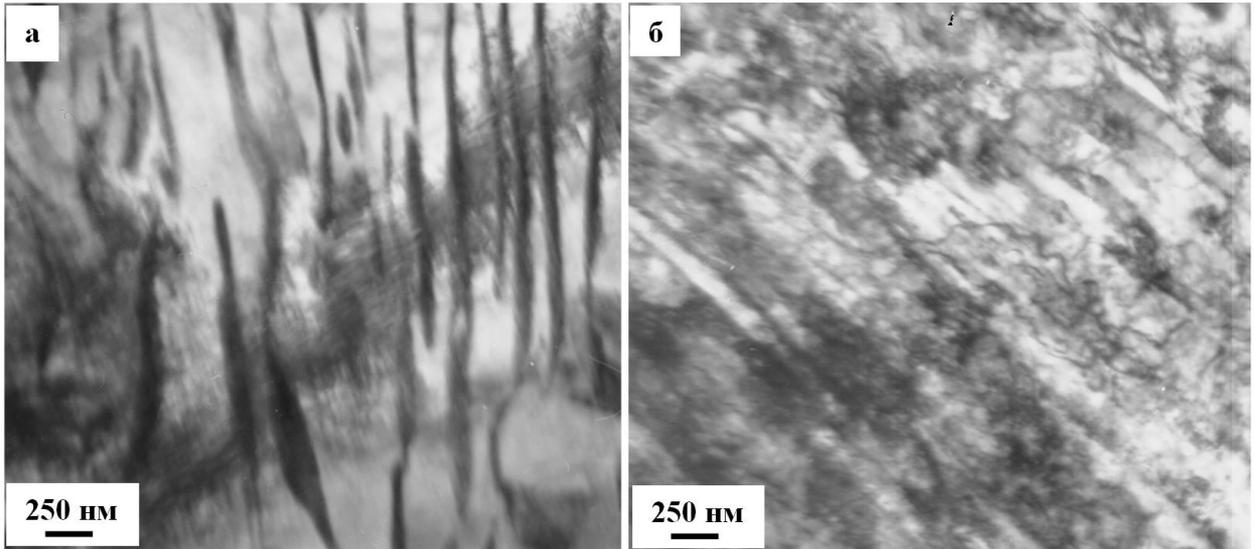


1 – относительное содержание типов структуры в слое, расположенном на глубине 10 мм; 2 – в слое, расположенном на глубине 2 мм; 3 – в поверхностном слое. Обозначены следующие типы структуры: 1 – перлит пластинчатой морфологии; 2 – перлит разрушенный; 3 – вырожденный перлит (феррито-карбидная смесь);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

Рисунок 4.10 – Относительное содержание различных типов структуры металла головки, выявленных вдоль радиуса скругления рабочей выкружки

Анализируя результаты, представленные на рисунке 4.10, можно отметить, что сверхдлительная эксплуатация рельсов сопровождается формированием градиентной структуры, заключающейся в закономерном изменении относительного содержания в материале различных типов структурного состояния перлита.

Как было показано в разделе 3.2, дефектная субструктура ферритной составляющей перлита характеризуется дислокационной субструктурой, характерное изображение которой приведено на рисунке 4.11.



а – на глубине 2 м; б – в слое, примыкающем к поверхности рабочей выкружки

Рисунок. 4.11 – Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры

Дислокационную субструктуру принято характеризовать скалярной плотностью дислокаций, величину которой определяли по методике, изложенной в главе 2 [175]. Видно, что скалярная плотность дислокаций увеличивается по мере приближения к поверхности головки рельса (рисунок 4.12 кривая 1).

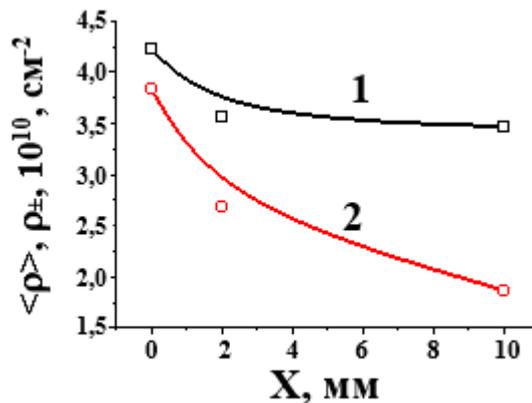


Рисунок 4.12 – Зависимость скалярной ($\langle \rho \rangle$, кривая 1) и избыточной (ρ_{\pm} , кривая 2) плотности дислокаций от расстояния от поверхности головки рельса вдоль оси симметрии рабочей выкружки

На рисунке 4.13 приведены ПЭМ изображения структуры поверхностного слоя с изгибными контурами экстинкции. Присутствие изгибных контуров экстинкции свидетельствует изгибе-кручении фольги (формирование внутренних полей напряжений). Одной из количественных характеристик внутренних полей напряжений является избыточная плотность дислокаций. Представленные на рисунке 4.12, кривая 2 результаты свидетельствуют о том, что избыточная плотность дислокаций увеличивается по мере приближения к поверхности головки.

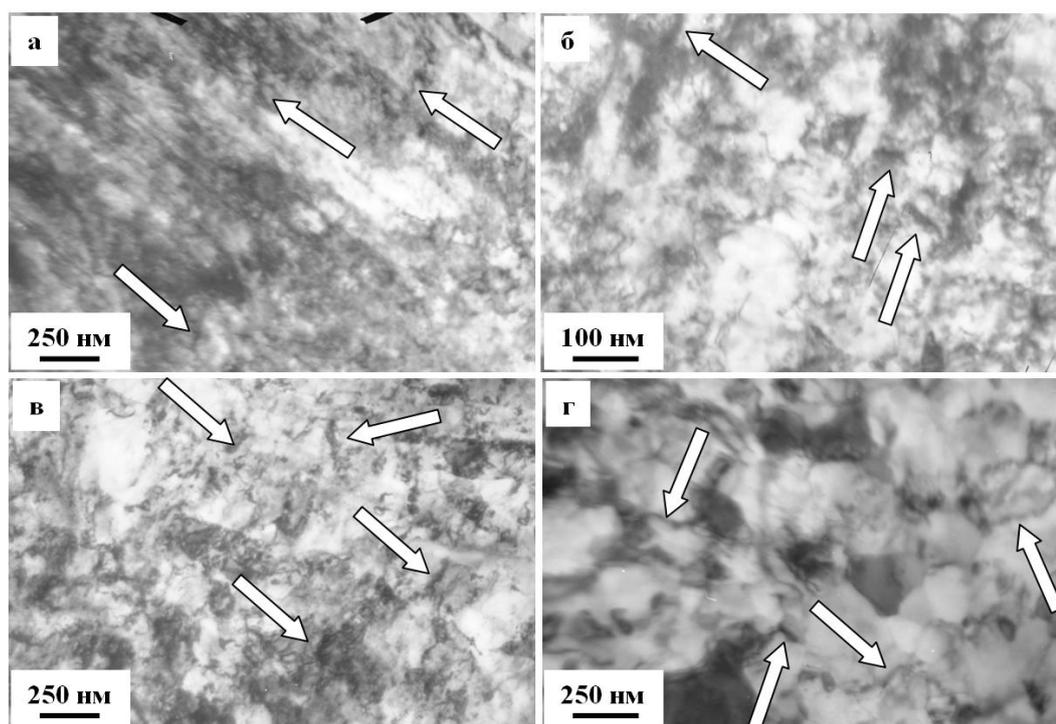


Рисунок 4.13 – ПЭМ изображение структуры изгибных экстинкционных контуров в поверхностном слое выкружки

Эксплуатация рельсов, как показали электронно-микроскопические исследования, сопровождается деформационным преобразованием структуры перлита, одним из проявлений которого является разрушение пластин цементита (см. рисунок 4.5– рисунок 4.9). Выполненные оценки показали, что в объеме стали, расположенном на расстоянии 2 мм от поверхности рабочей выкружки вдоль радиуса скругления, объемная доля цементита составляет 3,6 %, а в объеме стали,

формирующей поверхность рабочей выкружки объемная доля цементита составляет 3,1 %.

В [193] оценку количества атомов углерода, формирующих карбид железа состава Fe_3C , предложено проводить, используя выражение:

$$\Delta C(\text{Fe}_3\text{C}) = 0,07 \cdot \Delta V, \quad (4.1)$$

где ΔV – объемная доля частиц карбидной фазы.

Выполненные, таким образом, оценки показывают, что после пропущенного тоннажа 1770 млн. тонн концентрация углерода в объеме материала, расположенном на глубине 2 мм, равна 0,26 масс. %, а концентрация углерода в поверхностном слое «рабочей выкружки» составляет 0,22 масс. %. Следует подчеркнуть, что все оценки количества углерода в частицах второй фазы делались в предположении, что частицы сформированы карбидом железа Fe_3C стехиометрического состава.

Можно предположить, что выявленная потеря углерода может быть обусловлена как обезуглероживанием поверхностного слоя металла рельсов в процессе сверхдлительной эксплуатации, так и выходом атомов углерода на дефекты структуры стали – линии дислокаций, границы зерен и субзерен, т.е. реализацией процесса динамического старения стали. В [194] показано, что взаимодействие дислокаций с атомами внедрения приводит к закреплению дислокаций, препятствующему их дальнейшему движению, способствуя существенному упрочнению материала, приводя, в конечном итоге, к его охрупчиванию. Факт охрупчивания поверхностного слоя металла проявляется в формировании множественных микро- и макротрещин в головке рельсов (рисунок 4.1).

Таким образом, в настоящем разделе показано, что после пропуска 1770 млн. тонн брутто боковой износ рельса составил 2,5 мм, вертикальный – 2 мм. Выявлены, на поверхности рабочей выкружки головки рельсов многочисленные параллельные трещины контактной усталости, на поверхности нерабочей выкружки мелкие выкрашивания. Установлено, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается деформационным преобразованием перлитной структуры

поверхностного слоя рельсов, заключающимся в фрагментации пластин феррита; разрушении пластин цементита; повторном выделении частиц карбидной фазы наноразмерного диапазона; протекании процесса динамической рекристаллизации, приводящей к формированию зерен феррита субмикронных (150-200 нм) размеров. Показано, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенным снижением объемной доли карбидной фазы в поверхностном слое головки рельсов. Высказано предположение, что это может быть обусловлено как обезуглероживанием поверхностного слоя металла рельсов в процессе сверхдлительной эксплуатации, так и выходом атомов углерода на дефекты структуры стали – линии дислокаций, границы зерен и субзерен, т.е. развитием процесса динамического старения стали, что способствует, в конечном итоге, охрупчиванию металла.

4.2 Градиенты структурно-фазового состояния головки рельсов по центральной оси

Исследования макроструктуры металла на макротемплете выявили с поверхности головки несплошности глубиной ~ до 0,5 мм (рисунок 4.14).

В разделе 3.2 было показано, что микроструктура металла на расстоянии 10 мм и более от поверхности катания вдоль центральной оси сформирована зернами высокодисперсного перлита с незначительными участками структурно-свободного феррита.

Основная доля перлита – перлит пластинчатой морфологии, структура которого сформирована регулярными колониями с последовательным чередованием пластин цементита и феррита (рисунок 4.15, пластины цементита указаны стрелками).

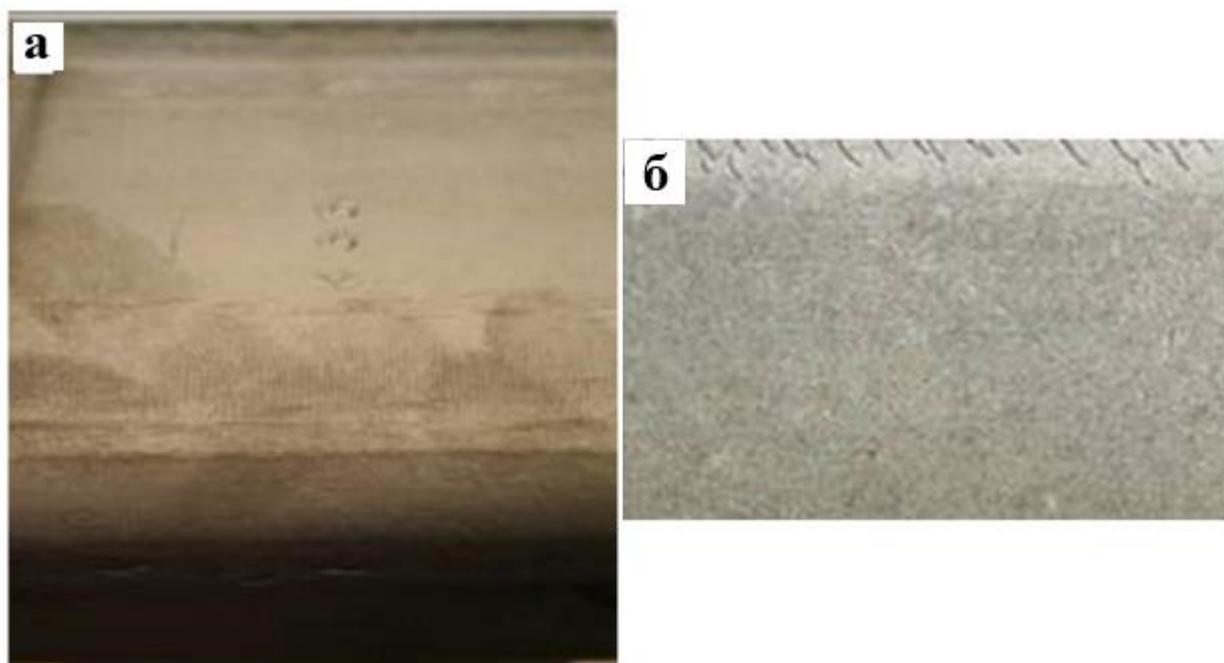


Рисунок 4.14 – Макроструктура поверхности головки рельсов (а); б – увеличенное изображение участка поверхности катания

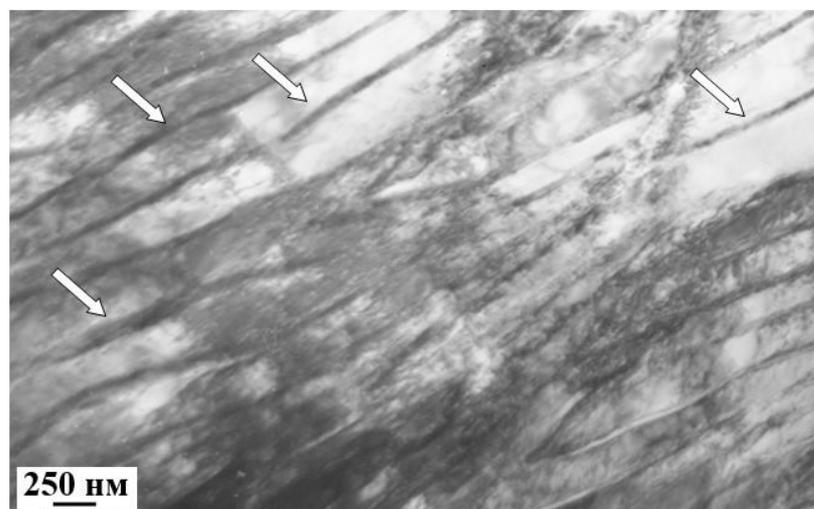
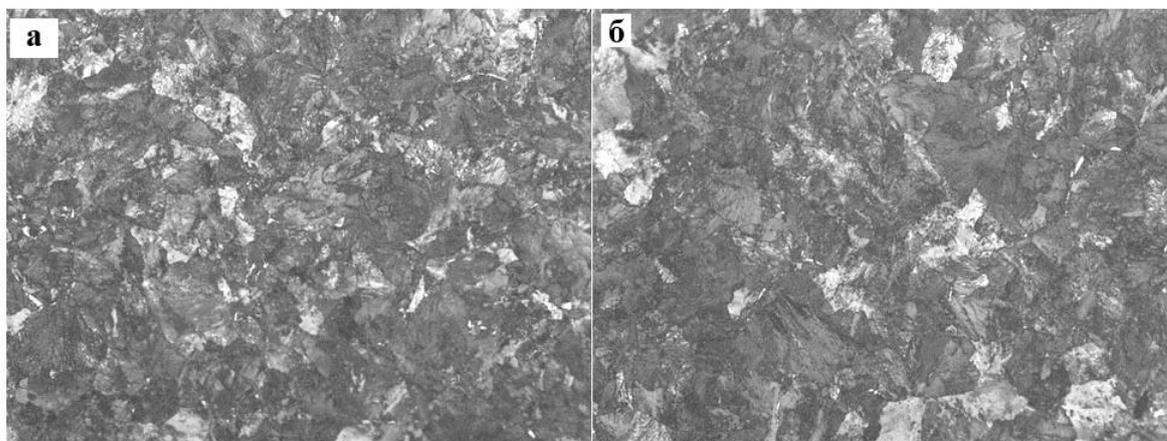


Рисунок 4.15 – Электронно-микроскопическое изображение пластинчатого перлита головки рельса; стрелками указаны пластины цементита

Длительная эксплуатация (пропуск 1770 млн. тонн брутто) сопровождается множественным преобразованием структуры перлита. На рисунке 4.16 приведена микроструктура металла исследуемого рельса на глубине 2 мм и 5 мм. Если их

сравнивать с результатами рисунка 3.1, а, то можно отметить снижение дисперсности структуры с увеличением расстояния от поверхности.

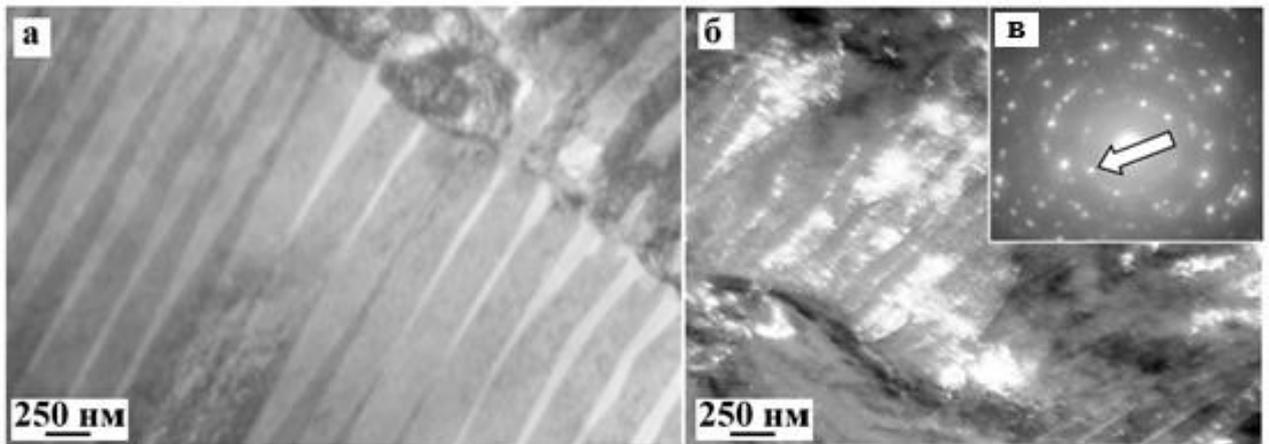


а – на глубине 2 мм; б – на глубине 5 мм от поверхности катания по вертикальной оси. х500

Рисунок 4.16 – Микроструктура металла в головке исследуемого рельса

ПЭМ исследования показали, что в слое толщиной не менее 2, 0 мм преобразование зерен и колоний пластинчатого перлита, имеющее место при длительной эксплуатации рельс, протекает следующим образом.

Во-первых, выявляются зерна, сохранившие структуру пластинчатого перлита (рисунок 4.17). Темнопольный анализ показывает, что пластины феррита в таких зернах фрагментированы, т.е. разбиты на области, отделенные друг от друга малоугловыми границами. Как правило, поперечные размеры фрагментов соответствуют поперечным размерам пластин феррита, продольные размеры фрагментов в 2-3 раза больше их поперечных размеров.



а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе $[110]\alpha\text{-Fe}+[102]\text{Fe}_3\text{C}$ (на (в) рефлекс указан стрелкой); в – микроэлектронограмма

Рисунок 4.17 – ПЭМ изображение структуры слоя на глубине 2 мм

Во-вторых, наблюдаются колонии перлита, пластины цементита в которых разбиваются на отдельные фрагменты, сдвинутые друг относительно друга. Можно предположить, что данная структура формируется в результате реализации механизма перерезания цементита упругими полями дислокаций. Рисунок 4.18 иллюстрирует это.

В-третьих, наблюдаются пластины цементита с разделенными на отдельные частицы округлой формы (рисунок 4.19). Как правило, такие частицы окружены большим количеством дислокаций (рисунок 4.19, б).

Можно предположить, что данная структура формируется в результате реализации механизма, при действии которого разрушение пластин цементита осуществляется путем растворения цементита и перехода атомов углерода из решетки карбида железа на линии дислокаций.

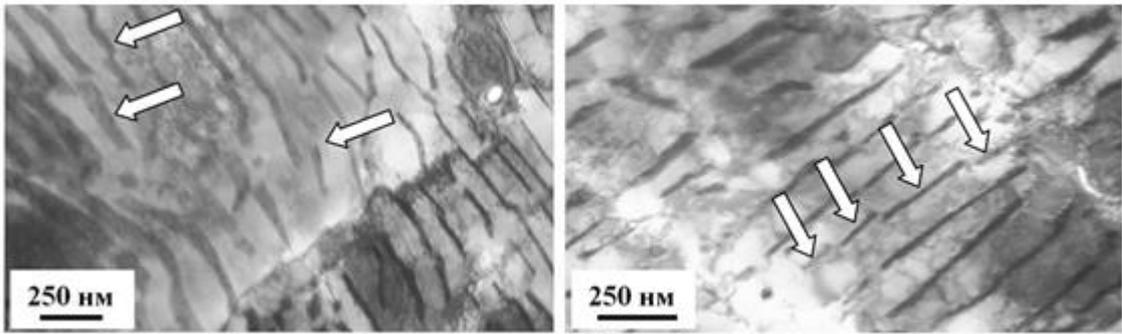
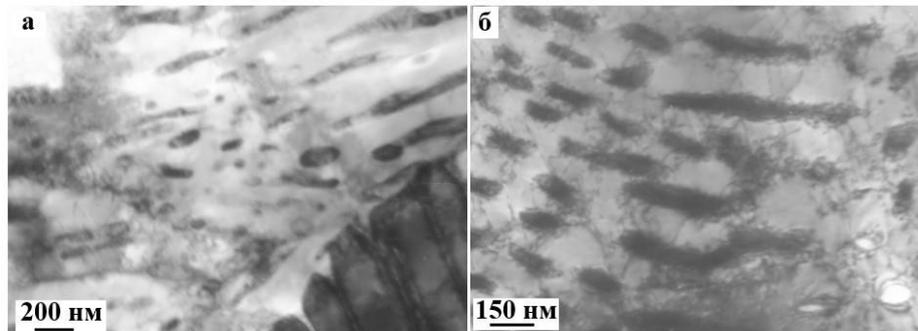
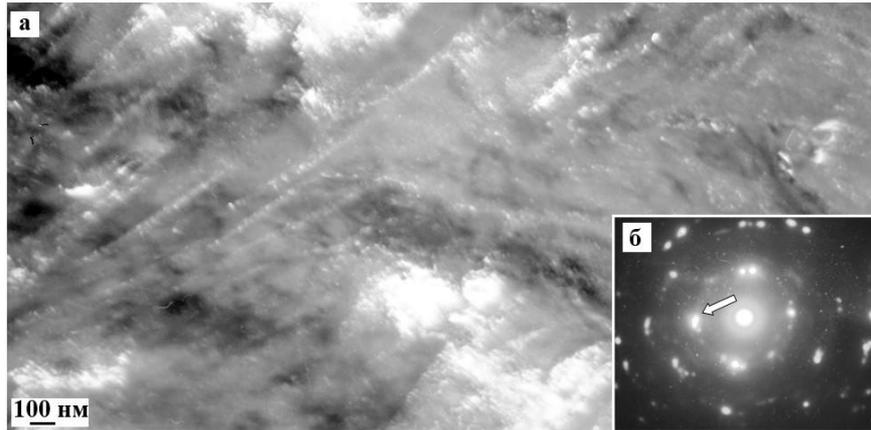


Рисунок 4.18 – Структура пластинчатого перлита, формирующаяся в слое толщиной ≈ 2 мм, примыкающего к поверхности катания. Стрелками указаны пластины цементита, разрушенные путем реализации механизма перерезания движущимися дислокациями



а – глобулярная форма пластин цементита; б – дислокационная субструктура
Рисунок 4.19 – ПЭМ изображение структуры головки рельса на расстоянии 2 мм от поверхности катания

Рисунок 4.20 иллюстрирует результат этого процесса для поверхности катания. Размеры частиц цементита округлой формы при этом составляют (10-25) нм и увеличиваются до (80-95) нм при удалении вглубь головки рельса.



а – темное поле, полученное в рефлексе $[110]\alpha\text{-Fe} + [012]\text{Fe}_3\text{C}$ (на (б) рефлекс указан стрелкой); б – микроэлектроннограмма

Рисунок 4.20 – ПЭМ изображение структуры поверхностного слоя головки рельсов, формирующейся после 1770 млн. т брутто

В-четвертых, области материала, содержащие так называемые каналы деформации [195, 196]. В этом случае в пределах колонии пластинчатого перлита формируются протяженные области, в объеме которых на месте пластинчатой структуры образуется фрагментированная субструктура (рисунок 4.21).

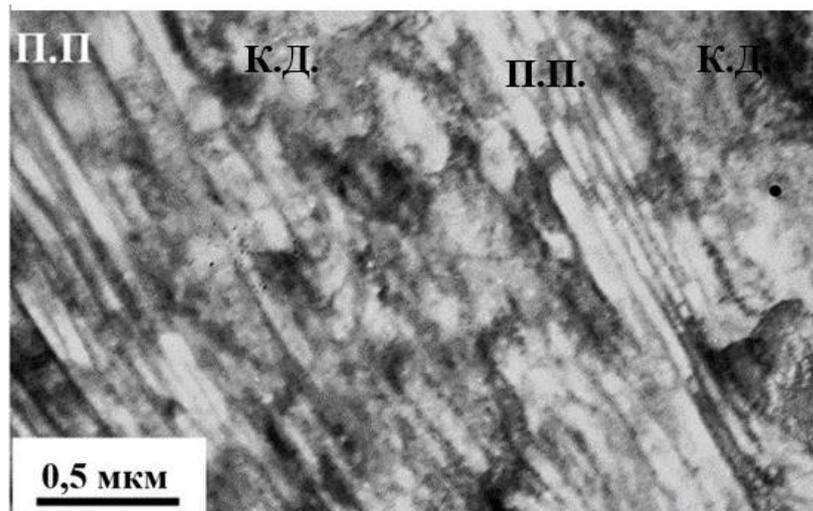


Рисунок 4.21– Структура поверхностного слоя головки рельса. Обозначено: «П.П.» - пластинчатый перлит, «К.Д.» - канал деформации

В-пятых, области материала, имеющие субзеренную структуру, характерное изображение которой приведено на рисунке 4.22. Количественный анализ такой структуры показывает, что размеры субзерен изменяются в пределах от 150 нм до 300 нм. На границах и в стыках границ субзерен феррита находятся частицы карбидной фазы (рисунке 4.22) овальной формы размером (25-55) нм. Как правило, данный тип структуры формируется в стыках колоний или зерен перлита, что может быть обусловлено несовместностью пластической деформации данных областей материала в процессе сверхдлительной эксплуатации рельсов.

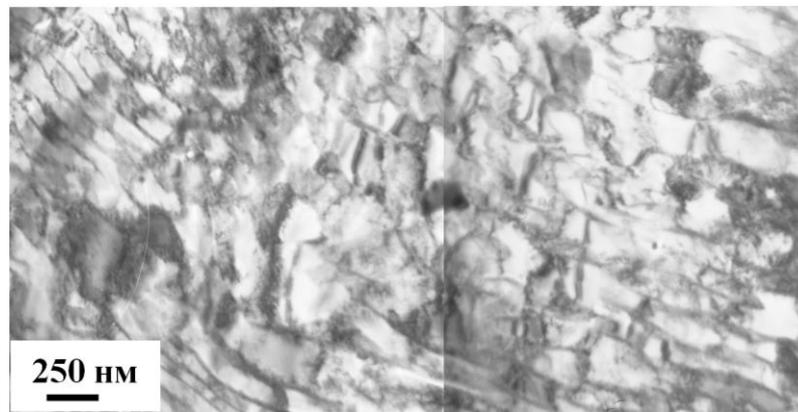
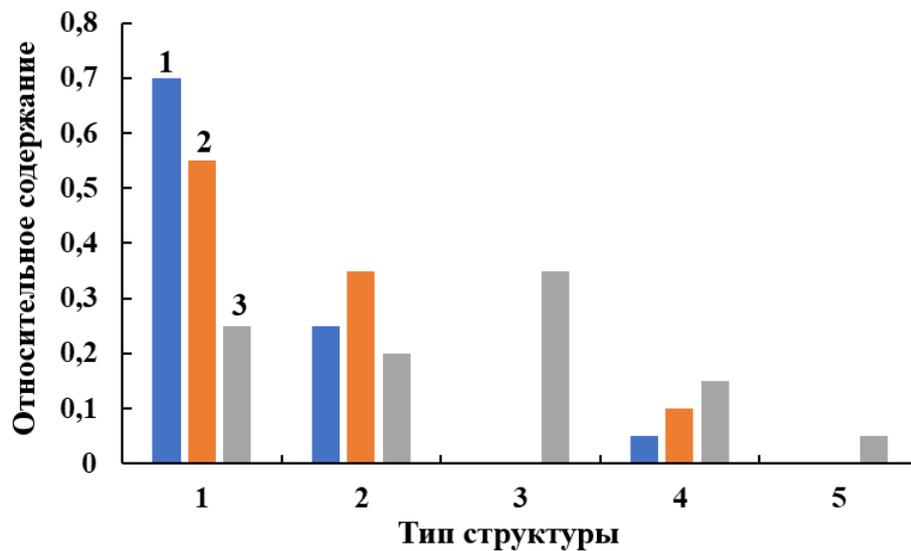


Рисунок 4.22– Структура поверхностного слоя головки рельса

Количественный анализ структуры металла рельс вдоль центральной оси, выполненный с использованием методов стереологии, позволил выявить относительное содержание указанных выше основных морфологических разновидностей структуры металла головки рельса (рисунке 4.23). Анализируя результаты, представленные на рисунке 4.23, можно отметить, что сверхдлительная эксплуатация рельс сопровождается формированием градиентной структуры, заключающейся в закономерном изменении относительного содержания в материале различных типов структурного состояния перлита. Сопоставляя результаты, представленные на рисунке 4.23 с результатами, приведенными на рисунке 4.10, можно отметить следующее. Во-первых, преобразование в процессе эксплуатации рельс структуры перлита пластинчатой морфологии относительно центральной оси протекает существенно меньшими

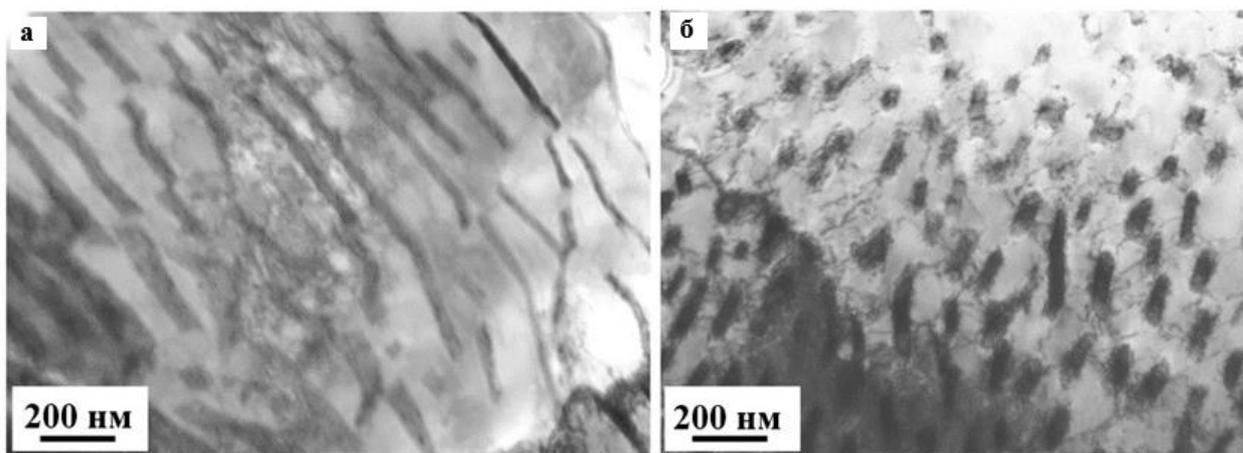
темпами по сравнению с изменением структуры относительно радиуса скругления рабочей выкружки. Во-вторых, зеренно-субзеренная структура формируется исключительно в поверхностном слое металла рельсов. В-третьих, относительное содержание зеренно-субзеренной структуры в поверхностном слое рабочей выкружки в 5 раз выше, чем в поверхностном слое поверхности катания. В совокупности указанные факты свидетельствуют о существенно более высоком уровне термо-деформационного преобразования металла рельсов вдоль радиуса рабочей выкружки, по сравнению с металлом рельс вдоль центральной оси.



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 в которых декорированы наноразмерными частицами цементита; 5 – зерна феррита с субмикроструктурной зеренно-субзеренной структурой

Рисунок 4.23 – Относительное содержание различных типов структуры металла головки, выявленных вдоль центральной оси симметрии

Как было показано в разделе 3.2, дефектная субструктура ферритной составляющей перлита характеризуется дислокационной субструктурой, характерное изображение которой приведено на рисунке 4.24.



а – дислокационная субструктура феррита с пластинчатым цементитом; б – дислокационная субструктура феррита с глобулярным цементитом

Рисунок 4.24 – ПЭМ изображение дислокационной субструктуры на поверхности катания

Анализ дислокационной субструктуры по методике, изложенной в главе 2 [175], показал, что скалярная плотность дислокаций увеличивается по мере приближения в поверхности головки рельса (рисунок 4.25, кривая 1).

На ПЭМ изображениях структуры обнаружены экстинкционные контуры (рисунок 4.26). Об этом уже упоминалось в разделах 3.2 и 4.1. Их наличие свидетельствует об изгибе-кручении кристаллической решетки и приводит к образованию внутренних напряжений.

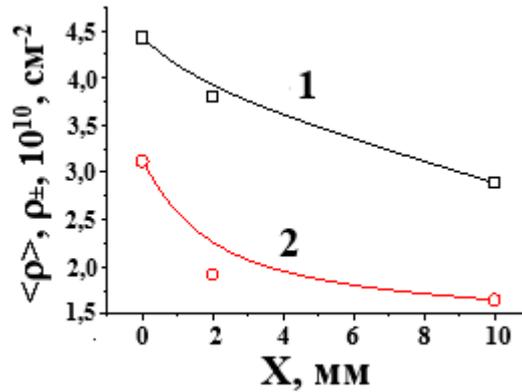
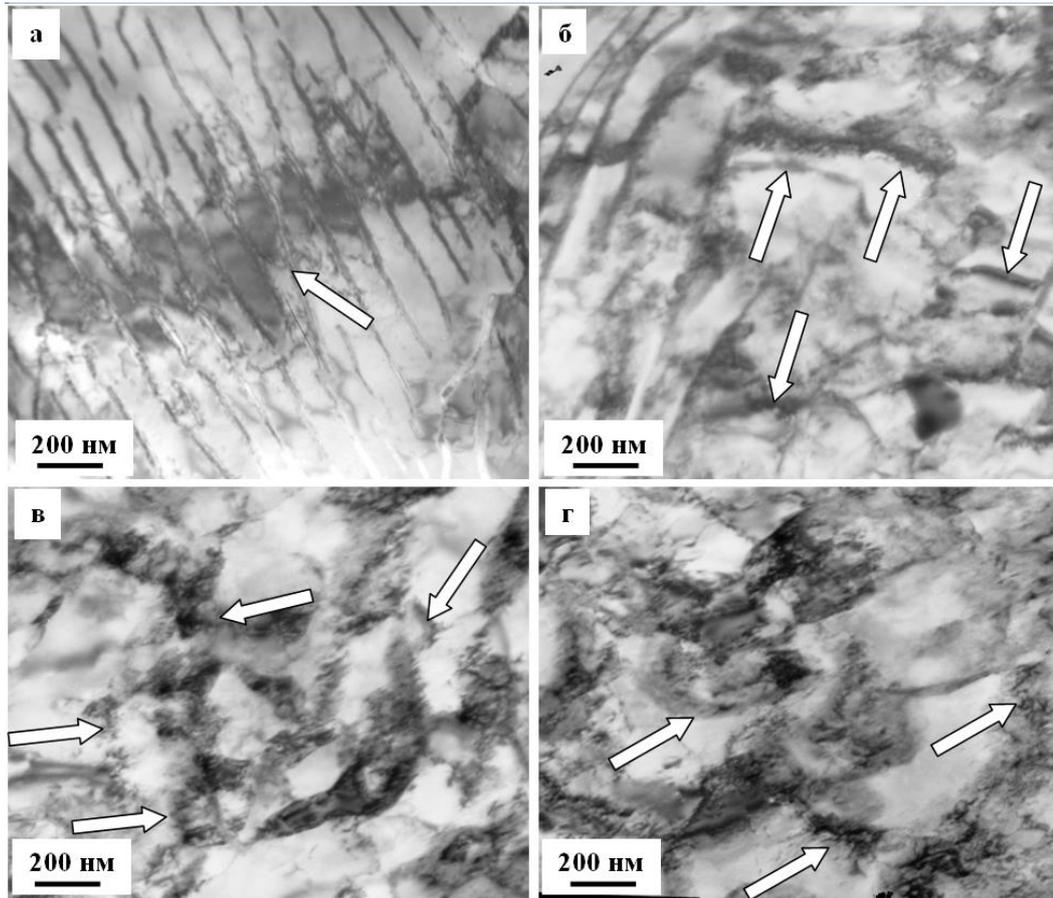


Рисунок 4.25 – Зависимость скалярной ($\langle \rho \rangle$, кривая 1) и избыточной (ρ_+ , кривая 2) плотности дислокаций от расстояния от поверхности головки вдоль центральной оси

Источниками кривизны-кручения металла фольги являются границы раздела пластин феррита и цементита (рисунок 4.26, а), границы раздела субзерен (рисунок 4.26, б), границы раздела частиц глобулярной формы, расположенных на границах (рисунок 4.26, в) и в объеме (рисунок 4.26, г) субзерен. Одной из количественных характеристик внутренних полей напряжений является избыточная плотность дислокаций. Представленные на рисунке 4.25, кривая 2 результаты свидетельствуют о том, что избыточная плотность дислокаций увеличивается по мере приближения в поверхности катания головки рельсов.



а – границы раздела феррита и цементита; б – границы раздела субзерен; в – границы раздела частиц глобулярной формы на границах субзерен; г – границы раздела частиц глобулярной формы в объеме субзерен;

Рисунок 4.26 – ПЭМ изображение изгибных экстинкционных контуров (указаны стрелками)

Сопоставляя результаты, представленные на рисунке 4.12, (кривая 1) и рисунке 4.25 (кривая 1), можно отметить, что увеличение скалярной плотности дислокаций в поверхностном слое относительно слоя, расположенного на глубине 10 мм, измеренной вдоль центральной оси головки рельса составляет 21 %; при измерении вдоль оси симметрии рабочей выкружки увеличение более значительно и составляет 52 %. Следовательно, деформационное преобразование структуры металла рельсов более существенно в области рабочей выкружки.

Анализируя результаты, приведенные на рисунке 4.12, (кривая 2) и рисунке 4.25 (кривая 2), отметим, что величина избыточной плотности дислокаций ниже

величины скалярной плотности дислокаций, не зависимо от места анализа структуры стали. Последнее указывает на упругий характер изгиба-кручения фольги. Величина избыточной плотности дислокаций, измеренная и вдоль центральной оси головки рельса, и вдоль оси симметрии рабочей выкружки в поверхностном слое более чем в 2 раза превышает эту же характеристику дефектной субструктуры материала, выявленную в слое, расположенном на глубине 10 мм. Следовательно, длительная эксплуатация рельсов способствует кратному увеличению внутренних упругих полей напряжений металла поверхностного слоя головки рельсов, не зависимо от области анализа структуры материала.

Эксплуатация рельсов, как показали электронно-микроскопические исследования, сопровождается деформационным преобразованием структуры перлита, одним из проявлений которого является разрушение и растворение пластин цементита (см. рисунок 4.18 – рисунок 4.20). Выполненные оценки показали, что в объеме стали, расположенном на расстоянии 2 мм от поверхности катания вдоль центральной оси симметрии головки рельсов объемная доля цементита составляет 8,2 %, а в объеме стали, формирующей поверхностный слой поверхности катания объемная доля цементита составляет 4,5 %.

Оценку количества атомов углерода, формирующих карбид железа состава Fe_3C , проводили, используя выражение (4.1). Выполненные, таким образом, оценки показывают, что после пропущенного тоннажа 1770 млн. тонн концентрация углерода в объеме материала, расположенном на глубине 2 мм вдоль центральной оси симметрии головки рельсов, равна 0,59 масс. %, а концентрация углерода в поверхностном слое поверхности катания составляет 0,32 масс.%. Следует подчеркнуть, что все оценки количества углерода в частицах второй фазы делались в предположении, что частицы сформированы карбидом железа Fe_3C стехиометрического состава.

Для удобства анализа эволюции дефектной субструктуры и состояния карбидной фазы в таблице 4.1 приведены усредненные данные, полученные при

исследовании металла рельсов вдоль центральной оси симметрии головки рельсов и вдоль радиуса скругления рабочей выкружки.

Таблица 4.1 – Количественные характеристики структуры металла рельсов после пропуска 1770 млн. тонн брутто

Параметры, средние по анализируемому слою	Поверхность катания			Рабочая выкружка		
	10 мм	2 мм	Повер х- ность	10 мм	2 мм	Повер х- ность
$\rho \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	2,89	3,81	4,43	3,47	3,46	4,23
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	1,65	1,92	3,12	1,87	2,70	3,84
Объемная доля Fe ₃ C	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%

Как уже отмечалось ранее в разделе 4.1 выявленная потеря углерода может быть обусловлена как обезуглероживанием поверхностного слоя металла рельсов в процессе сверхдлительной эксплуатации, так и выходом атомов углерода на дефекты структуры стали – линии дислокаций, границы зерен и субзерен, т.е. реализацией процесса динамического старения стали. Ранее отмечалось, что взаимодействие дислокаций с атомами внедрения приводит к закреплению дислокаций, препятствующему их дальнейшему движению, способствуя существенному упрочнению материала, приводя, в конечном итоге, к его охрупчиванию [194]. Факт охрупчивания поверхностного слоя металла проявляется в формировании множественных микро- и макротрещин в головке рельс (рисунок 4.1 и рисунок 4.14).

Таким образом, в настоящем разделе показано, что пропуск 1770 млн. тонн брутто сопровождается деформационным преобразованием перлитной структуры поверхностного слоя рельсов, заключающимся во фрагментации пластин феррита; разрушении пластин цементита; повторном выделении частиц карбидной фазы

наноразмерного диапазона. Выявлен более высокий уровень деформационного преобразования структуры пластинчатого перлита в поверхностном слое рабочей выкружки, по сравнению со структурой поверхности катания. Показано, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенным снижением объемной доли карбидной фазы в поверхностном слое головки. При этом данный процесс в поверхностном слое рабочей выкружки развит в существенно большей степени, по сравнению с поверхностным слоем поверхности катания. Высказано предположение, что это может быть обусловлено как обезуглероживанием поверхностного слоя металла рельс в процессе сверхдлительной эксплуатации, так и выходом атомов углерода на дефекты структуры стали – линии дислокаций, границы зерен и субзерен, т.е. развитием процесса динамического старения стали, что привело, в конечном итоге, к охрупчиванию металла.

4.3 Выводы по главе 4

Установлено формирование градиентов структурно-фазовых состояний в головке рельсов по центральной оси симметрии и вдоль радиуса скругления выкружки. Показано, что ультрадлительная эксплуатация рельсов приводит к фрагментации пластин феррита, разрушению пластин цементита, повторному выделению наночастиц карбидной фазы, протеканию процесса динамической рекристаллизации. Проанализировано относительное содержание различных типов структуры (пластинчатый перлит, разрушенный перлит, вырожденные перлит, зерна перлита с нанопластинами цементита в феррите, зерна феррита с субмикроструктурной структурой) на расстояниях 0, 2, 10 мм от поверхности катания по центральной оси и вдоль радиуса скругления выкружки. Отмечен более высокий уровень деформационного преобразования структуры пластинчатого перлита в поверхностном слое рабочей выкружки по сравнению со структурой поверхности катания. Выявлен нелинейный характер уменьшения скалярной и избыточной плотности дислокаций по разным направлениям в головке рельсов на расстояниях до 10 мм от поверхности катания и дана его интерпретация. Снижение объемной доли карбидной фазы в поверхностном слое головки рельсов может быть

обусловлено как обезуглероживанием, так и выходом атомов углерода на дефекты структуры стали. Установлен различный характер зависимостей долей углерода и цементита от расстояния до поверхности катания по разным направлениям в головке рельсов и дано его объяснение.

ГЛАВА 5 ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПРОЧНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ ПРИ СВЕРХДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Проведена количественная оценка основных механизмов упрочнения головки рельсов на расстояниях 0, 2 и 10 мм по центральной оси и радиусу скругления рабочей выкружки. Осуществлена оценка относительного содержания углерода в частицах цементита, в кристаллической решетке α -Fe и дефектах структуры. Представлены зависимости суммарного предела текучести рельсовой стали от расстояния до поверхности головки рельсов при разном пропущенном тоннаже [177, 188, 197-199].

5.1 Оценка механизмов упрочнения головки рельсов по разным направлениям

Очевидно, что исследованные преобразования структуры стали, подробно рассмотренные в разделах 3.2, 4.1 и 4.2 существенным образом сказываются, как показано в разделе 3.3, на прочностных и пластических характеристиках металла, определяя, в конечном итоге, срок службы изделия. Выявить закономерности, связывающие параметры структуры и прочностные свойства материала, вскрыть физическую природу процесса эволюции свойств, позволяют оценки механизмов упрочнения.

Полученные в предыдущих главах результаты количественного анализа структуры и свойств стали позволили с учетом приведенных в [48, 58, 80, 200] провести оценки механизмов упрочнения. Это делалась аналогично обработке результатов для рельсов после объемной закалки [81, 93, 96] и дифференцированного упрочнения [82, 132, 141, 146, 156]. Как и в этих работах учитывались вклады, обусловленные трением решетки $\Delta\sigma_0 = 30$ МПа, внутрифазными границами $\Delta\sigma(L)$, дислокационной субструктурой $\Delta\sigma(\rho)$, частицами карбидной фазы $\Delta\sigma(ч)$, внутренними полями напряжений $\Delta\sigma(h)$, твердорастворным упрочнением $\Delta\sigma(тв)$, перлитной составляющей структуры стали $\Delta\sigma(П)$.

Оценки величины механизмов упрочнения осуществляли, используя широко апробированные выражения, приведенные ниже.

Величину прочности стали на пределе текучести, обусловленную формированием пластинчатого перлита, можно оценить в соответствии с выражением [48]:

$$\sigma(\Pi) = k_y(4,75L)^{-1/2}0,24V(\Pi), \quad (5.1)$$

где L – расстояние между пластинами цементита, $V(\Pi)$ – относительное содержание пластинчатого перлита в стали; $k_y = 2 \cdot 10^{-2}$ Па·м^{1/2}.

Согласно работам [48, 82, 96, 141, 156] напряжение течения связано со скалярной плотностью дислокаций следующим соотношением [48]:

$$\sigma_d = \sigma_0 + \alpha m G b \sqrt{\langle \rho \rangle}, \quad (5.2)$$

где σ_0 – напряжение течения недислокационного происхождения; $\langle \rho \rangle$ – средняя (скалярная) плотность дислокаций; m – ориентационный фактор Шмида; α – параметр, характеризующий величину междислокационных взаимодействий, равный 0,1...0,51; G – модуль сдвига стали (≈ 80 ГПа); b – вектор Бюргера дислокации (0,25 нм). Для сталей с учетом ориентационного множителя m обычно принимают $m\alpha \approx 0,5$ [48, 82, 96, 141, 156].

Как уже отмечалось в разделах 3.2 и 4.1 в стали формируются внутренние поля напряжений. Величину их пластической составляющей оценивали, исходя из соотношения [82, 96, 132, 156, 201]:

$$\sigma(\text{пл}) = m\alpha G b \sqrt{\rho_{\pm}}. \quad (5.3)$$

Другая (упругая составляющая внутренних полей напряжений $\chi_{\text{упр}}$) оценивалась, исходя из соотношения [82, 132, 201, 202, 203]:

$$\sigma(\text{упр}) = m\alpha G t \chi_{\text{упр}}. \quad (5.4)$$

Здесь t – толщина фольги, принятая при расчетах равной 200 нм.

В работе [156] отмечено, что протекание процесса динамического старения стали приводит к формированию в материале наночастиц карбида железа. Эти частицы могут иметь когерентную или некогерентную связь с ферритом. Во-

втором случае, используя соотношение, приведенное в [132, 141, 146, 156, 204], можно оценить вклад от упрочнения этими частицами по формуле:

$$\sigma_{\text{ч}} = M \frac{mG_m b}{2\pi(|\lambda - D|)} \Phi \cdot \ln \left(\left| \frac{\lambda - D}{4b} \right| \right), \quad (5.5)$$

где λ – среднее расстояние между частицами,

D – средний размер частиц,

m – ориентационный множитель, равный для ОЦК материалов 2,75,

Φ – коэффициент, характеризующий тип взаимодействующих с частицами дислокаций ($\Phi = 1$ для винтовой и $\Phi = (1 - \nu)^{-1}$ для краевой дислокации);

M – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице, равный 0,81...0,85 [132, 141, 146, 156, 204].

Вклад субструктурного упрочнения находят, используя формулу [51, 132, 141, 143, 194]:

$$\sigma(L) = \sigma_0 + k^* L^{-m}, \quad (5.6)$$

где $m = 1$ или $1/2$ [205];

L – средний размер фрагментов;

σ_0 – напряжение трения кристаллической решетки материала (30 МПа).

Эксплуатация рельсов сопровождается, как было показано выше, растворением (разрушением) цементита. Высвобождающийся при этом углерод участвует в формировании наноразмерных частиц тритичного цементита, оседает на дефектах структуры и попадает в междоузлия кристаллической решетки стали. Оценку твердорастворного упрочнения стали, обусловленного атомами углерода и другими легирующими элементами, осуществляли, используя эмпирическое выражение вида [52, 205]:

$$\sigma_{\text{(ТВ)}} = \sum_{i=1}^m (k_i C_i), \quad (5.7)$$

где k_i – коэффициент упрочнения феррита, C_i – концентрация элемента, растворенного в феррите, вес. % [51, 132, 141, 143, 194].

Вполне очевидно, что все эти механизмы взаимосвязаны. Это вытекает из физики упрочнения. Особенно это относится к внутренним дальнедействующим

полям напряжений. При этом вклад от внутренних полей напряжений (упругая и пластическая составляющие) находится, как среднеквадратичное значение. Тем не менее, в-первом (грубом) приближении общий предел текучести определится как [52, 53, 146, 156, 205]:

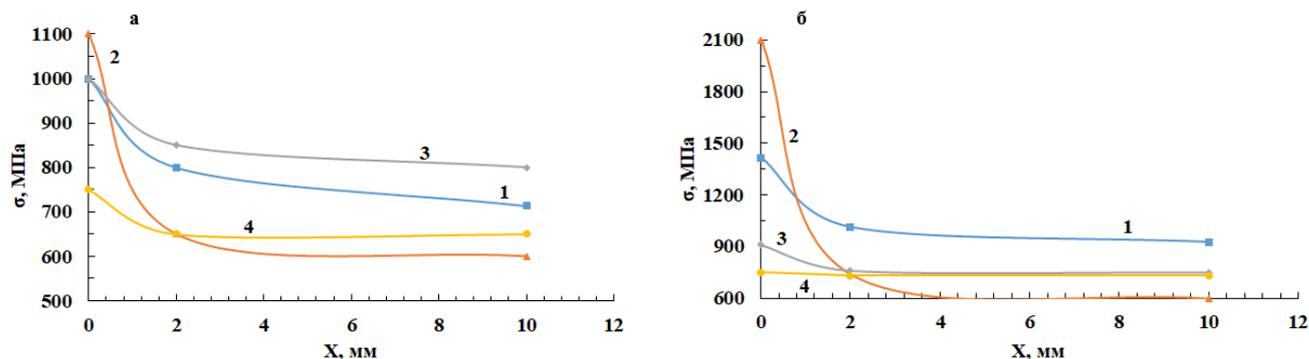
$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma(\tau) + \Delta\sigma(\text{ТВ}) + \Delta\sigma(\Pi), \quad (5.8)$$

Анализируя результаты, приведенные в таблице 5.1, можно отметить, что, во-первых, прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических механизмов. Во-вторых, прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности головки, независимо от места анализа (вдоль центральной оси или вдоль оси симметрии выкружки). В-третьих, прочность металла увеличивается по мере приближения к поверхности головки; при этом прочность металла рельсов вдоль оси симметрии выкружки выше, чем вдоль центральной оси. В-четвертых, основным механизмом упрочнения металла в поверхностном слое (в слое, формирующем поверхность головки), после пропущенного тоннажа 1770 млн. тонн является – субструктурный для рабочей выкружки и механизм, обусловленный внутренними полями напряжений, для поверхности катания.

На рисунке 5.1 приведены зависимости суммарного предела текучести стали рельсов от расстояния до поверхности головки (кривые 1 на (а) и (б)). Для сравнения представлены зависимости после пропущенного тоннажа 691,8 и 1411 млн. тонн и в исходном состоянии, опубликованные ранее в работах [58, 80, 200].

Таблица 5.1 – Оценки механизмов упрочнения рельсов после экстремально длительной эксплуатации

Вклады в предел текучести, средние по материалу	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
$\Delta\sigma(\text{ч})$, МПа	98,5	142	216,7	82,7	189,1	219
$\Delta\sigma(\text{ТВ})$, 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



а – вдоль центральной оси; б – вдоль оси симметрии рабочей выкружки; кривая 1 – 1770 млн. т; 2 – 1411 млн. т; 3 – 691,8 млн. т; 4 – исходное состояние
Рисунок 5.1 – Зависимости суммарного предела текучести стали от расстояния до поверхности головки рельсов

Отчетливо видно, что увеличение пропущенного тоннажа в процессе эксплуатации в интервале 691,8 и 1411 млн. т приводит к существенному (в 1,5-2 раза) повышению прочности стали на пределе текучести. При этом упрочнению подвергается исключительно поверхностный слой металла толщиной не более 2

мм. При большем удалении от поверхности головки прочностные свойства стали остаются на уровне прочностных свойств стали в исходном состоянии.

Увеличение пропущенного тоннажа до 1770 млн. тонн не привело к ожидаемому повышению предела прочности по сравнению с данными 1411 млн. тонн. Как уже отмечалось, это может быть обусловлено формированием зеренно-субзеренной структуры при динамической рекристаллизации вследствие интенсивной деформации при экстремально длительной эксплуатации [206].

Таким образом, в результате выполненных исследований проведена количественная оценка механизмов упрочнения и установлена зависимость предела текучести стали от расстояния до поверхности головки рельсов. Выполнено сравнение с соответствующими зависимостями для пропущенного тоннажа 691.8 и 1411 млн. тонн.

5.2 Перераспределение атомов углерода

В работах [101, 106, 107] проанализировано изменение количества углерода в структуре рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн. тонн брутто. В этом разделе в этом разделе это сделано для наработки 1411 и 1770 млн. тонн брутто, проведен сравнительный анализ зависимости перераспределения атомов углерода от пропущенного тоннажа.

Хорошо известно, что атомы углерода в феррите и аустените образуют твердый раствор внедрения, могут оседать на дислокациях, находиться на межфазных и внутрифазных границах. Наличие углерода в кристаллической решетке феррита и аустенита меняет значение параметра кристаллической решетки [207]. Существуют хорошо разработанные методы оценки углерода на дефектах, такие как микрорентгеноспектральный анализ и внутреннее трение.

В таблице 5.2 со ссылками на литературные источники приведены выражения для оценки углерода в разных местах его расположения [101, 107, 146]. В исходном (до эксплуатации рельсов) состоянии углерод присутствует в частицах цементита, а после пропущенного тоннажа 1770 млн. тонн брутто он переходит на дислокации, границ зерен и субзерен.

Из таблицы 5.3 также следует, что процессы эволюции/деградации карбидной фазы и перераспределения атомов углерода наиболее интенсивно реализуются в поверхностных слоях до 2 мм. Увеличение пропущенного тоннажа также сопровождается заметным перемещением атомов углерода на дефекты структуры стали в рабочей выкружке по сравнению с поверхностью катания.

Таблица 5.2 – Оценка перераспределения атомов углерода в структуре рельсов

Места расположения углерода	Оценочные выражения	Литературный источник
Феррит	$\Delta C_{\alpha} = \Delta V_{\alpha} \frac{a_{\alpha} - a_{\alpha}^0}{39 \pm 4} \cdot 10^3 *$	[208, 209]
Цементит	$\Delta C(\text{Fe}_3\text{C}) = 0,07 \cdot \Delta V_i$	[210, 211]
Дефекты структуры	$\Delta C_{\text{д}} = C_0 - \Delta C_{\alpha} - \Delta C(\text{Fe}_3\text{C})$	[211]

*Здесь ΔV_{α} , ΔV_i – объемная доля феррита и цементита, соответственно; a_{α} – текущий параметр решетки α -фазы; $a_{\alpha}^0 = 0,28668 \cdot \text{нм}$ [48]; $a_{\alpha} = 0,28782 \text{ нм}$; C_0 – среднее содержание углерода в стали [101, 107, 146, 156].

С позиции понимания деформационных и деформационно-индуцированных процессов следует отметить следующее. Эксплуатация рельсов по определению должна происходить при нагрузках ниже предела текучести стали. Более того, преимущественной схемой нагружения материала на поверхности катания является сжатие, что должно препятствовать возможному зарождению микротрещин. Наконец, воздействие движущегося железнодорожного транспорта имеет циклический характер, поэтому происходящие изменения следует классифицировать как имеющие преимущественно усталостную природу.

Таблица 5.3 – Распределение атомов углерода в структуре рельсовой стали

Структурный элемент	Концентрация углерода, масс. %					
	Расстояние до поверхности катания			Расстояние до поверхности выкружки		
	0 мм	2 мм	10 мм	0 мм	2 мм	10 мм
Пропущенный тоннаж 1411 млн. т брутто						
Цементит	0,50	0,64	0,74	0,34	0,62	0,73
Феррит	0,0015	0,0	0,0	0,0015	0,0	0,0
Дефекты структуры	0,24	0,10	0,0	0,4	0,12	0,01
Пропущенный тоннаж 1770 млн. т брутто						
Цементит	0,31	0,58	0,73	0,21	0,25	0,68
Феррит	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Дефекты структуры	0,44	0,17	0,02	0,54	0,50	0,07

По оценкам, выполненным в работах [212, 213] захват атомов углерода упругими полями напряжений при их движении незначителен. Как отмечалось в работах [106, 107, 128, 137, 156], второй механизм заключается в «вытягивании» в процессе пластической деформации дислокациями атомов углерода из решетки цементита из-за разницы заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решетке цементита (0,4 эВ).

Степень распада цементита будет увеличиваться с ростом плотности дислокаций и в последовательности хаос→сетки→ячейки+сетки→фрагменты, то есть от неразориентированных к разориентированным субструктурам. При этом структура цементита будет изменяться из-за проникновения дислокаций в решетку цементита. Однако некогерентная межфазная граница $\alpha\text{-Fe-Fe}_3\text{C}$ будет этому препятствовать, оставляя возможным лишь диффузионный массоперенос. Он может быть реализован различными механизмами, обсуждаемыми в [214-216]: диффузией по междоузлиям и по деформационным вакансиям.

Ротационные моды пластической деформации связаны с формированием локальной кривизны решетки [217, 218]; в этой связи можно полагать, что развитие подобного эффекта в металле рельса делает возможным (облегченным) перемещение атомов углерода. В силу циклического характера приложения нагрузки такой механизм может развиваться обратимо, что позволяет элементам внутренней структуры перестраиваться без образования несплошностей. Следует особо отметить, что данный процесс не носит диффузионный характер, поскольку развивается в условиях невысоких температур, а нагрузка прикладывается нерегулярно, но циклически. Таким образом, при пропущенном тоннаже 691,8 млн. тонн удастся сохранить минимальную дефектность металла без образования микронесплошностей. С другой стороны, при пропущенном тоннаже 1411 млн. тонн в поверхностном слое накапливается критическая плотность дефектов, что сдерживает развитие обратимой упругой деформации и вовлечение (развитие) механизма пластической дисторсии. Формирование подобной «критической» структуры будет завершаться зарождением микротрещин по усталостному механизму и выходу рельсов из строя. По этой причине повышение ресурса работы рельсов может быть достигнуто за счет как можно более длительного сохранения структуры, способной к развитию обратимых деформационных процессов, исключая разрушение цементитных пластин в перлитных колониях с последующим перемещением атомов углерода на дефекты (дислокации) и области решетки α -железа.

5.3 Выводы по главе 5

Таким образом, используя известные широко апробированные выражения и результаты, изложенные в главах 3,4 была выполнена количественная оценка механизмов упрочнения головки рельсов по разным направлениям. Учитывалось упрочнение пластинчатым перлитом, дислокациями «леса», внутренними полями напряжений, частицами второй фазы, субструктурное упрочнение, твердорасворное упрочнение. Отмечено, что прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических

механизмов. Она зависит от расстояния до поверхности головки и увеличивается по мере приближения к поверхности. Выявлены основные механизмы упрочнения поверхности катания и рабочей выкружки. Основным механизмом упрочнения поверхности катания является механизм, обусловленный внутренними полями напряжений, а для рабочей выкружки – субструктурный. В первом приближении оценен общий предел текучести рельсовой стали в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения. Выполнено сравнение суммарного предела текучести и перераспределения атомов углерода по разным направлениям в головке рельсов после пропущенного тоннажа 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн брутто.

ГЛАВА 6 АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ

Возрастающие требования РЖД по дифференцированной прочности по сечению рельсов и другим важным эксплуатационным параметрам могут быть удовлетворены технологией дифференцированной закалки. Достигнутая величина наработки 1,77 млрд. тонн брутто почти в 3 раза превышает ресурс рельсов прежней категории Т1 до капитального ремонта пути с полной сменой рельсов, а также гарантийные обязательства «Евраз ЗСМК» на рельсы категории ДТ для ОАО «РЖД». Эти рельсы ДТ350 общего назначения установлены, например, на Арбатско-Покровской линии московского метрополитена между станциями «Киевская» и «Славянский базар». Кроме этой железной дороги с высокой плотностью перевозок в России есть потребность в рельсах специального назначения, таких как ДТ350СС для скоростного (до 250 км/час) совмещенного движения; ДТ350ВС для скоростного (до 400 км/час) пассажирского движения; ДТ350НН для эксплуатации в районах с холодным климатом; ДТ370ИК – повышенной износостойкости и контактной выносливости для эксплуатации в кривых радиусом 600 м и менее в неоднородном ландшафте.

Очевидно создание рельсов этих категорий должно базироваться на результатах поведения рельсов ДТ350 общего назначения при длительной эксплуатации. Это необходимое условие создания высококачественных рельсов с высокими характеристиками. Здесь важно подчеркнуть, что термообработка рельсов на «Евраз-ЗСМК» и «Мечел» (НМК) предусматривает дифференцированную закалку с прокатного нагрева, аналогичную рельсам Японского и Австрийского производства, а на Евраз-НТМК (Нижний Тагил) - закалку с повторного нагрева. Основным отличием дифференцированно-упрочненных рельсов ДТ350 с повторного нагрева от ДТ350 с прокатного нагрева является высокая ударная вязкость, трещиностойкость, копровая прочность, в том числе при $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Применение отдельного нагрева под закалку за счет получения мелкого зерна при его перекристаллизации в процессе повторного нагрева приводит к росту ударной вязкости в 1,4–2,0 раза, копровой прочности – в 2,0 раза,

трещиностойкости в 1,5–1,8 раза, критического размера усталостных трещин – в 2,3–2,5 раза. Рельсы, термоупрочненные с прокатного нагрева, не могут быть использованы как рельсы низкотемпературной надежности, так как имеют более низкую ударную вязкость при $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($10\text{--}15\text{ Дж/см}^2$ против требуемой – не ниже 25 Дж/см^2).

При проведении сравнительного анализа поведения рельсов, дифференцированно-упрочненных после различных видов нагрева под закалку, несомненно, полезными могут быть результаты, полученные в диссертации. Особенно это касается данных по микроструктуре и механическим свойствам. В технические отделы АО «Евраз-ЗСМК» и АО «Евраз-НТМК» были направлены результаты диссертационной работы и сопроводительная информация о возможных направлениях их использования.

Научная значимость выполненных в диссертации исследований определяется фундаментальными закономерностями эволюции структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры и свойств при ультрадлительной эксплуатации. В последние годы одним из перспективных инструментов решения задач моделирования деградационных процессов в рельсах при длительной эксплуатации является создание цифрового двойника (Digital Twin) [219]. Этот термин в настоящее время еще не получил окончательной формулировки, и в разных отраслях могут подразумеваться несколько отличные друг от друга понятия. Но во всех этих определениях есть объединяющая их составляющая: цифровой двойник всегда строится для конкретного физического объекта. Внедрение цифровых двойников в железнодорожном транспорте позволит правильно назначать срок службы, сроки межремонтного пробега, повысить эффективность эксплуатации, собрать информацию о реальной нагруженности и т. д.

Эффективное применение технологии цифрового двойника возможно при создании модели окружающего рельсы пространства [220]. На основе компьютерного моделирования возможно предугадывать поведение рельсов при эксплуатации, прогнозировать их изменения на основе собранных данных в

режиме реального времени [219]. Поэтому накопленные сведения о структурно-фазовых состояниях, дефектной субструктуре и свойствах рельсов при экстремально длительной эксплуатации должны быть использованы в прогнозном моделировании деградиационных процессов при создании цифровых двойников [219]. Работа в этом направлении интенсивно ведется в ВНИИЖТ (г. Москва) и ВНИИ центр транспортных технологий (г. Санкт-Петербург) и в ведущих рельсопроизводящих металлургических комбинатах. В эти организации нами направлены результаты диссертационной работы.

Для разработки цифрового двойника железнодорожного пути с целью прогнозирования изменения состояния элементов верхнего строения пути предлагается рассматривать семейство моделей: расчет параметров взаимодействия в системе колесо – рельс; расчет напряженно-деформированного состояния железнодорожного пути; расчета деградиационного изменения состояния элементов верхнего строения пути.

В подходе нашей научной школы предлагается использование физико-математических моделей для предсказания деградации рельсов. Суть этого подхода состоит в формировании градиентной структуры в головке рельсов. На начальном этапе эксплуатации рельсов в поверхностных слоях происходит дробление цементита. Этот слой играет двойственную роль: на первых порах является защитным-частицы цементита проворачиваются под действием колеса, в дальнейшем в результате эволюции гетерогенной среды (частицы цементита-матрица феррита) возникают слои сгущения и разрежения, что приводит к зарождению трещины. В предложенном механизме важную роль играют две модели: формирование нанослоев и движение двухфазной среды (фильтрационная модель пластичности). Для верификации этих моделей будут использованы экспериментальные данные по эволюции тонкой структуры поверхностных слоев рельсов в процессе эксплуатации

Они особенно важны, поскольку перед металлургами АО «ЕВРАЗ – объединенный ЗСМК» поставлена задача производства рельсов с гарантированным сроком безаварийной эксплуатации 2500 млн. тонн пропущенного тоннажа. В

ближайшей перспективе – производство специальных типов рельсов для высокоскоростных магистралей, повышенной износостойкости, низкотемпературной надежности.

В научной школе профессора В.В. Муравьева из Ижевского государственного технического университета им. М.Т. Калашникова в течение многих лет разрабатываются электромагнитно-акустические методы контроля и оценки остаточных напряжений в протяженных объектах, длина которых в 100 и более раз превышает другие линейные размеры (рельсы). Для рельсов традиционно используемые контактные ультразвуковые методы не обеспечивают надежную воспроизводимость и достоверность информации из-за качества обработки поверхности.

Остаточные напряжения в железнодорожных рельсах возникают в процессе производства и в дальнейшем изменяются в результате многократного воздействия поездами нагрузки и температуры окружающей среды во время эксплуатации. Впоследствии остаточные напряжения меняются при эксплуатации рельса в результате упругой деформации при температурных изменениях и пластической деформации контактного воздействия колеса с рельсом, приводящей к структурно-фазовым превращениям и росту плотности дефектов, особенно на поверхности катания. Электромагнитно-акустический метод исследования напряженно-деформированного состояния длительно эксплуатируемых рельсов должен быть дополнен прямыми измерениями твердости, микротвердости и механических свойств, выполненными в диссертации.

Основной задачей диагностики и мониторинга технического состояния пути является предупреждение возникновения расстройств пути по параметрам и состоянию рельсов, своевременное устранение всех возникших расстройств и неисправностей, если расстройства по объему не требуют проведения ремонтных работ. Для контроля за параметрами и состоянием пути используются путеизмерительные тележки, вагоны, самоходные дефектоскопы, диагностические комплексы и лаборатории.

Контроль состояния рельсов осуществляется согласно Положению о системе неразрушающего контроля рельсов и эксплуатации средств рельсовой дефектоскопии в путевом хозяйстве железных дорог ОАО «РЖД», утвержденным распоряжением ОАО «РЖД» от 27.12.2012 г. №2714р. Оно является основным нормативным и техническим документом, определяющим организацию системы неразрушающего контроля рельсов. Периодичность контроля рельсов главных путей определяется расчетом с учетом: пропущенного тоннажа; наибольшей установленной скорости движения пассажирских и грузовых поездов; грузонапряженности на участке контроля.

Сформированный в диссертации банк данных о дефектной структуре дифференцированно закаленных рельсов, механических свойствах может быть использован для изменения номенклатуры дефектов, регламентированной инструкцией «Дефекты рельсов. Классификация, каталог и параметры дефектных и остродефектных рельсов», утвержденной распоряжением ОАО «РЖД» №2499р 23.10.2014 г и изменения сроков контроля.

Полученные методами современного физического материаловедения, и в первую очередь просвечивающей электронной микроскопией, результаты развивают теоретические представления о структурно-фазовых превращениях в перлитных сталях. К ним следует отнести: 1. Физическую природу стадий разрушения цементита (разрушение дислокациями, вытягивание углерода из цементита дислокациями, повторное выделение наноразмерного цементита); 2. Выявленные различные типы структуры, их классификация, относительное содержание вдоль центральной оси симметрии и радиуса скругления выкружки головки рельсов; 3. Градиентный характер изменения твердости, микротвердости, скалярной и избыточной плотности дислокаций, типов структуры по сечению головки рельсов.; 4. Теоретическая оценка суммарного предела текучести на основе вычисленных механизмов упрочнения и физическая интерпретация его немонотонного роста с увеличением пропущенного тоннажа.

Эти результаты являются пионерскими, обладают научной новизной, имеют практические приложения и используются в учебном процессе при подготовке бакалавров, магистрантов, аспирантов.

6.1 Использование результатов диссертационной работы в промышленности

Вышеизложенное позволяет считать, что апробация результатов диссертации и их использования в промышленности наиболее эффективно по следующим направлениям:

1а. На рельсопроизводящих металлургических предприятиях для сравнительного анализа структуры и свойств в исходном состоянии и после длительной эксплуатации с последующим внесением изменений в режимы термомеханического упрочнения (Приложение 1. Ожидаемый экономический эффект 1,5 млн. рублей).;

1б. При разработке и производстве дифференцированно закаленных рельсов специального назначения (для высокоскоростных магистралей, низкотемпературной надежности, повышенной износостойкости и контактной выносливости) Особенно это относится к рельсам низкотемпературной надежности, которые получают с более высокими эксплуатационными характеристиками при термоупрочнении с отдельного нагрева.

2. Компьютерное моделирование и создание цифровых двойников для прогнозирования деградация рельсов и обеспечения длительной безопасной эксплуатации рельсов. Это направление можно считать наиболее перспективным, однако наличие ряда сдерживающих моментов, таких как многофакторность влияния на предсказание поведения рельсов и отсутствие иерархии критериев, их взаимосвязи, взаимозависимости и других вызывает сдержанный оптимизм реализации таких задач.

3. Согласно директивным и нормативным документам РЖД контроль состояния рельсов осуществляется с определенной периодичностью. Так, например, приемо-отправочные пути, предназначенные для прямого пропуска поездов, проверяются не чаще 2 раза в месяц. При этом принимается во внимание

пропущенный тоннаж, грузонапряженность, скоростной режим поездов. Техническими службами АО «Кузнецкпромтранс» проанализированы результаты диссертационной работы в части закономерностей формирования твердости, микротвердости, механических свойств рельсов категории ДТ350 после пропуска 1770 млн. тонн брутто и сделано заключение, что эти результаты могут быть использованы для изменения сроков контроля рельсов в сторону их сокращения (Приложение 2. Ожидаемый экономический эффект 950 тыс. рублей).

Аналогичное заключение сделано в акте АО «Железнодорожник», где отмечается, что сформированный банк сравнительных данных о градиентном характере формирования и изменения дефектной субструктуры при пропущенном тоннаже 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн позволяет находить источники и расположение концентраторов напряжений, способных стать местами зарождения трещин. Ожидаемый экономический эффект – 800 тыс. рублей (Приложение 3).

6.2 Использование результатов диссертационной работы в научной деятельности и учебном процессе

Рельсовая тематика является одной из основных в научных исследованиях Сибирского государственного индустриального университета еще с 60-х годов прошлого столетия и классических работ Ю.В. Грдины, заложивших основы объемной закалки рельсов. В последние годы выполнены гранты РФФИ и РНФ: № 19-32-60001 «Закономерности и механизмы формирования наноразмерных структурно-фазовых состояний рельсовой стали при дифференцированной термической обработке и последующей экстремально длительной эксплуатации» и № 15-12-00010 «Установление физической природы и закономерностей формирования наноструктурно-фазовых состояний рельсов при длительной эксплуатации и разработка методик неразрушающего контроля при оценке напряженно-деформированного состояния для прогнозирования остаточного ресурса», причем последний совместно с научной школой профессора В.В. Муравьева из Ижевского государственного технического университета им. М.Т. Калашникова. Были выявлены информативные акустические параметры для

оценки остаточного ресурса рельсовой стали и показано влияние на них срока эксплуатации и пропущенного тоннажа.

По полученным измерениям твердости установлены корреляционные связи с экспериментально измеренными скоростями поверхностных и головных волн как на поверхности катания, так и в сечениях рельса. Это позволяет осуществлять неразрушающий контроль твердости (Приложение 4). Важно отметить, что также выявлена корреляция величин скалярной и избыточной плотности дислокаций и далекодействующих полей напряжений с результатами оценки напряженно-деформированного состояния рельсов после эксплуатации.

Одним из важнейших разделов современной науки является физика конденсированного состояния – это наука о строении и свойствах твердых тел. Она позволяет создавать современные материалы с заданными механическими свойствами, что дает толчок к развитию многих областей техники. Предметом изучения физики конденсированного состояния является, в первую очередь, исследование металлов и сплавов, особенностей их строения, установление связей между структурой и различными физико-механическими свойствами. Применительно к рельсам именно это и сделано в диссертационной работе, в которой выявлены закономерности формирования структуры, дефектной субструктуры и свойств в рельсах категории ДТ350 после ультрадлительной эксплуатации. При подготовке бакалавров, магистров, аспирантов по разным направлениям подготовки, их выпускных квалификационных работ в учебном процессе кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля используются результаты, изложенные в диссертации (Приложение 5).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами оптической, сканирующей, просвечивающей электронной микроскопии, измерения механических 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 после экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж с 2013 г. 1770 млн. тонн брутто).

1. Проведена классификация структурных состояний перлита на глубине 10 и более мм от поверхности катания и показано, что независимо от направления исследования (по радиусу скругления выкружки или вдоль центральной оси головки рельса) преимущественно присутствует структура пластинчатой морфологии (относительное содержание 0,70 и 0,74 при измерении вдоль центральной оси и радиусу скругления выкружки, соответственно) зерна вырожденного перлита и структурно свободного феррита. Скалярная плотность дислокаций вдоль центральной оси $\langle \rho \rangle = 2,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, вдоль радиуса скругления выкружки $\langle \rho \rangle = 3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm} = 2,08 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, $\rho_{\pm} = 1,84 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, соответственно.

2. Проведен анализ распределения прочностных и пластических свойств и ударной вязкости по сечению головки, шейки и подошвы рельсов. Наиболее высокие прочностные характеристики отмечены на образцах из верхней части головки (870-880 МПа - σ_T и 1270 МПа - σ_B). Выявлено снижение значений твердости HRC и микротвердости на глубинах 2,5, 10 и 22 мм по сравнению поверхностью катания по центральной оси и радиусу скругления выкружки, что является следствием преобразования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры стали при длительной эксплуатации.

3. Выявлен градиентный характер изменения относительного содержания различных типов структуры (пластинчатый перлит: перлит разрушенный, вырожденный перлит (феррито-карбидная смесь); зерна перлита с пластинами

феррита, содержащими наноразмерный цементит; зерна феррита с субмикроструктурной зеренно-субзеренной структурой) вдоль центральной оси симметрии и радиуса скругления выкружки головки рельса. Дана физическая интерпретация образования типов структуры при длительной эксплуатации.

4. Значения скалярной $\langle \rho \rangle$ и избыточной ρ_{\pm} плотности дислокаций немонотонно убывают с удалением от поверхности катания по радиусу скругления выкружки и по центральной оси симметрии головки. Независимо от места анализа $\langle \rho \rangle$ ниже величины ρ_{\pm} , что указывает на упругий характер изгиба-кручения решетки. Величина ρ_{\pm} , измеренная в поверхностном слое вдоль центральной оси и вдоль радиуса скругления выкружки более, чем в 2 раза превышает эту характеристика дефектной субструктуры, выявленную в слое на глубине 10 мм. Это свидетельствует о кратном увеличении внутренних упругих полей напряжения поверхностного слоя головки.

5. Сверхдлительная эксплуатация рельсов сопровождается существенным снижением объемной доли карбидной фазы в поверхностном слое головки (от 10,4% на расстоянии 10 мм по центральной оси до 4,5% на поверхности катания и от 9,6% до 3,1% по радиусу скругления выкружки, соответственно), что может быть обусловлено как обезуглероживанием поверхностного слоя, так и выходом атомов углерода на дефекты структуры стали. При этом данный процесс в поверхностном слое выкружки развит в значительно большей степени по сравнению с поверхностью катания.

6. Произведена оценка перераспределения атомов углерода в структуре рельсов и показано, что если в исходном состоянии основное содержание углерода соответствует частицам цементита (0,74% вес), то после эксплуатации уходит на дефекты структуры и его концентрация составляет 0,24% и 0,4% на поверхности катания и поверхности выкружки, соответственно.

7. Проведена оценка суммарного предела текучести по разным направлениям в головке рельсов после различных сроков эксплуатации и дана физическая

интерпретация наблюдаемого несоответствия в его изменении с увеличением пропущенного тоннажа.

8. Выявлены и обоснованы направления апробации и использования результатов работы в промышленности, научной деятельности и учебном процессе, что подтверждено справками и актами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рейхарт, В. А. Можно ли узнать соответствуют рельсы конкретным условиям или нет? [Текст] / В. А. Рейхарт // Путь и путевое хозяйство. – 1994. – № 8. – С. 10–11.
2. Рабинович, Д. М. Производство и качество объемно-закаленных рельсов на НТМК [Текст] / Д. М. Рабинович и др. В кн.: Технология производства железнодорожных рельсов и колес. Сборник научных статей. Вып. 1. – Харьков: УкрНИИМет, 1973. С. 70–73.
3. Ворожищев, В. И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности [Текст] / В. И. Ворожищев. – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат, 2008. – 351 с.
4. Нестеров, Д. К. Технология термообработки рельсов для работы в особо тяжелых условиях эксплуатации [Текст] / Д. К. Нестеров, В. Е. Сапожков, Н. Ф. Левченко и др. // Сталь. – 1989. – № 7. – С. 79–82.
5. Нестеров, Д. К. Упрочнение рельсов из эвтектоидной стали комбинированной термической обработкой [Текст] / Д. К. Нестеров, В. Е. Сапожков, Н. Ф. Левченко и др. // МиТОМ. – 1989. – № 12. – С. 2–5.
6. Нестеров, Д. К. Разработка и освоение термической обработки с нагрева ТВЧ железнодорожных рельсов [Текст] / Д. К. Нестеров и др. // Сталь. – 1989. – № 9. – С. 77–79.
7. Лемпицкий, В. В. Производство и термическая обработка железнодорожных рельсов [Текст] / В. В. Лемпицкий и др. – М.: Metallurgy, 1972. – 272 с.
8. Лемпицкий, В. В. Состояние технологии производства и качество железнодорожных рельсов [Текст] / В. В. Лемпицкий, Д. С. Казарновский, Н. Ф. Левченко и др. // Сталь. – 1976. – № 11. – С. 1032–1036.
9. Шур, Е. А. Влияние структуры и структурных неоднородностей на свойства термически обработанной рельсовой стали [Текст] / Е. А. Шур, Я. Р. Раузин. В кн.: Труды ВНИИЖТ. Вып. 314. – М.: Транспорт, 1966. С. 115–137.

10. Грдина, Ю. В. Достижения в области термической обработки рельсов [Текст] / Ю. В. Грдина // Известия вузов. Черная металлургия. – 1967. – № 10. – С. 132–138.
11. Павлов, В. В. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов [Текст] / В. В. Павлов и др. – М.: Теплотехник, 2007. – 280 с.
12. Павлов, В. В. Выбор технологии для термического упрочнения железнодорожных рельсов [Текст] / В. В. Павлов, Л. В. Корнева, Н. А. Козырев // Сталь. – 2007. – № 3. – С. 82–84.
13. Снитко, Ю. П. Челябинские рельсы будут лучшими [Текст] / Ю. П. Снитко // Металлы Евразии. – 2009. – № 1. – С. 42–46.
14. Beagley, T. M. Wheel/rail adhesion – the overriding influence of water [Text] / T. M. Beagley, C. Pritchard // Wear. – 1975. – Vol. 35. – P. 299–313.
15. Поляков, В. В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов [Текст] / В. В. Поляков, А. В. Великанов. – М.: Металлургия, 1990. – 416 с.
16. Нестеров, Д. К. Разработка состава стали и способа термообработки рельсов для работы в тяжёлых условиях эксплуатации [Текст] / Д. К. Нестеров и др. – В кн.: Технология производства железнодорожных рельсов и колес. – Харьков: Укрниимет, 1989. С. 23–27.
17. Нестеров, Д. К. Исследование структурообразования в углеродистой рельсовой стали для выбора режимов термообработки рельсов с нагрева ТВЧ [Текст] / Д. К. Нестеров, В. Е. Сапожков. В кн.: Технология производства железнодорожных рельсов и колес. – Харьков: Укрниимет, 1989. С. 19–23.
18. Сталинский, Д. В. Технологические и физические особенности высокочастотной закалки рельсов [Текст] / Д. В. Сталинский и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2008. – № 1. – С. 92–98.
19. Нестеров, Д. К. Повышение качества, эксплуатационной стойкости рельсов, закалённых с нагрева ТВЧ, и технических требований к ним [Текст] / Д. К. Нестеров, В. Е. Сапожков // Бюллетень «Черная металлургия». – 1999. – № 9. – С. 46–51.

20. Нестеров, Д. К. Термическая обработка рельсовой стали с использованием индукционного нагрева [Текст] / Д. К. Нестеров и др. // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1990. – № 8. – С. 30–33.
21. Сталинский, Д. В. Хрупкая прочность рельсов, поверхностно закаленных с нагрева токами высокой частоты [Текст] / Д. В. Сталинский и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* 2007. – № 3. – С. 65–70.
22. Zou, Y. World's first application of new idRNA+ rail hardening technology in Baogang Rail Mill [Text] / Y. Zou et al. // *METEC and 2-nd ESTAD Conference, Dusseldorf, 15–19 June 2015.*
23. Sawley, K. Development of bainitic rail steels with potential resistance to rolling contact fatigue [Text] / K. Sawley, D. Kristan // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures.* – 2003. – Vol. 26. – No. 10. – P. 1019–1029.
24. Борц, А. И. Результаты испытаний рельсов, подвергнутых дифференцированной закалке с прокатного нагрева. Влияние особенностей технологии производства на их свойства [Текст] / А. И. Борц, Е. А. Шур, В. А. Рейхарт, Ю. А. Базанов // *Промышленный транспорт XXI век.* – 2009. – № 4. – С. 32–35.
25. Kang, Hao. Surface Temperature Change of U75V 60 kg /m Heavy Rail During Heat Treatment [Text] / Hao Kang, Di Wu, Xian-ming Zhao // *Journal of iron and steel research, international.* – 2013. – Vol. 20 (2). – P. 33–37.
26. Грачев, В. В. Использование нетрадиционной охлаждающей среды для дифференцированной закалки рельсов [Текст] / В. В. Грачев, В. И. Петров, В. Е. Громов и др. В кн.: Тез. докл. II Всероссийск. конф. молодых ученых "Физическая мезомеханика материалов". – Томск: ТПУ, 1999. С. 108.
27. Грачев, В. В. Влияние дифференцированной закалки на свойства рельсов из стали М76 [Текст] / В. В. Грачев, В. И. Петров, К. А. Лисицын, В. Е. Громов. В кн.: Тез. докл. III Всероссийск. конф. молодых ученых "Физическая мезомеханика материалов". – Томск: ТПУ, 2001. С. 112.
28. Катунин, А. И. Эффективные технологии и способы повышения эксплуатационных характеристик и качества железнодорожных рельсов [Текст] /

А. И. Катунин, Э. В. Козлов, В. В. Грачев и др.; под ред. В. Е. Громова, С. М. Кулакова. В кн.: Перспективы горно-металлургической индустрии. Сб. научн. тр. – Новосибирск: Сибирские огни, 1999. С. 111–123.

29. Грачев, В. В. Дифференцированная закалка рельсов для повышения их стойкости за счет создания градиентных структур [Текст] / В. В. Грачев, В. И. Петров, К. А. Лисицын. В кн.: Тез. докл. V Междунар. школы-сем. "Эволюция дефектных структур в конденсированных средах". – Барнаул: АлтГТУ, 2000. С. 33.

30. Сарычев, В. Д. Анализ теплофизической ситуации при дифференцированной закалке [Текст] / В. Д. Сарычев, В. В. Грачев, В. А. Рыбьянец и др. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2001. – № 4. – С. 46–48.

31. Грачев, В. В. Формирование градиентной структуры металла при дифференцированной закалке рельсовой стали [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов. В кн.: Тез. докл. 3-й Междунар. конф. "Физика и промышленность". – М.: Голицыно, 2001. С. 38.

32. Grachev, V. V. Formation of a gradient structure of metal at to differential quenching of rail steel [Text] / V. V. Grachev, V. D. Sarychev, V. I. Petrov, V. E. Gromov. In: Abstracts X International Metallurgical & Materials Conference "МЕТАГ-200Г. Ostrava, Czech Republic, 2001. P. 79.

33. Грачев, В. В. Исследование влияния дифференцированной закалки на структуру и свойства рельсовой стали 70ХГСА [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов. В кн.: Тез. докл. VI Межгосуд. сем. "Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий". – Обнинск: ОИАЭ, 2001. С. 83.

34. Грачев, В. В. Теоретические основы и технологии поверхностного упрочнения, и создание градиентных структур в рельсах [Текст] / В. В. Грачев, В. И. Петров. В кн.: Актуальные проблемы производства рельсов; под ред. В. Е. Громова. – Новокузнецк: СибГИУ, 2001. С. 164–175.

35. Грачев, В. В. Исследование влияния дифференцированной закалки на структуру, фазовый состав и свойства рельсовой стали 70ХГСА [Текст] / В. В. Грачев, В. И. Петров, В. Д. Сарычев, В. Е. Громов. В кн.: Тез. докл. XXXVII

Международ. сем. "Актуальные проблемы прочности". – Киев: ИПМ им. Францевича, 2001. С. 52–53.

36. Грачев, В. В. Формирование градиентной структуры при дифференцированной закалке рельсовой стали [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов. В кн.: Сб. тез. докл. 5-го Собрания металлосведов России. – Пенза: 2001. С. 64.

37. Грачев, В., Формирование градиентных структур в рельсовой стали при дифференцированной закалке и других энергетических воздействиях [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов. В кн.: Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы // Материалы XXXVII Семинара "Актуальные проблемы прочности", посвящ. памяти В.А. Лихачева. – С.Пб., 2001. С. 58–60.

38. Сарычев, В. Д. Проблемы стойкости железнодорожных рельсов в современных условиях [Текст] / В. Д. Сарычев, В. В. Грачев, В. И. Петров и др. В кн.: Тез. докл. Международ. конф. "Физико-химические процессы в неорганических материалах". Ч. II. – Кемерово: КеМГУ, 2001. С. 58.

39. Грачев, В. В. Дифференцированная закалка рельсовой стали с целью получения градиентной структуры железнодорожных рельсов [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов. В кн.: Сб. тез. "Бернштейновских чтений по термомеханической обработке металлических материалов". – М.: МИСиС, 2001. С. 71.

40. Грачев, В. В. Исследование градиентных структур в рельсовой стали и моделирование теплофизических процессов их образования при термической обработке [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов // Известия. вузов. Черная металлургия. – 2001. – № 10. – С. 38–41.

41. Грачев, В. В. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний в рельсовой стали при дифференцированной закалке и в процессе эксплуатации [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов. В кн.: Современная металлургия начала нового тысячелетия. Сб. научн. тр. Ч. 3. – Липецк, 2001. С. 40–43.

42. Грачев, В. В. Формирование градиентной структуры при дифференцированной закалке рельсовой стали [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов // МиТОМ. – 2001. – № 11. – С. 38–39.

43. Грачев, В. В. Градиентные структуры в рельсах после дифференцированной закалки и эксплуатации [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов. В кн.: Проблемы физического металловедения перспективных материалов. Тез. докл. XVI Уральской Школы металловедов-термистов. – Уфа, 2002. С. 202.

44. Грачев, В. В. Градиентные структуры в рельсовой стали, формирующиеся при дифференцированной термической обработке и в ходе эксплуатации [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов. В кн.: Тез. докл. XIII Петербургских чтений по проблемам прочности. – СПб., 2002. С. 111.

45. Сарычев, В. Д. Поверхностное упрочнение рельсов и их эксплуатационная стойкость [Текст] / В. Д. Сарычев, В. В. Грачев, В. И. Петров, В. Е. Громов. В кн.: Сб. тр. Юбилейной рельсовой комиссии ОАО "КМК". – Новокузнецк, 2002. С. 140–149.

46. Грачев, В. В. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний в рельсовой стали при дифференцированной закалке и в процессе эксплуатации [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов. В кн.: Сб. тр. Юбилейной рельсовой комиссии ОАО "КМК". – Новокузнецк: КМК, 2002. С. 197–207.

47. Грачев, В. В. Формирование градиентных структур при термической обработке и в процессе эксплуатации рельсов [Текст] / В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. – № 8. – С. 75–78.

48. Пикеринг, Ф. Б. Физическое металловедение и обработка сталей [Текст] / Ф. Б. Пикеринг. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.

49. Гольдштейн, М. И. Карбонитридное упрочнение низколегированных сталей [Текст] / М. И. Гольдштейн // МиТОМ. – 1979. – № 7. – С. 2–5.

50. Штремель, М. А. Прочность сплавов. Часть I. Дефекты решетки [Текст] / М. А. Штремель. – М.: МИСИС, 1999. – 384 с.
51. Тушинский, Л. И. Структура перлита и конструктивная прочность стали [Текст] / Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова. – Новосибирск: ВО «Наука», Сибирская издательская фирма, 1993. – 280 с.
52. Sieurin, H. Modelling solid solution hardening in stainless steels [Text] / H. Sieurin, J. Zander, R. Sandström // Mater. Sci. Eng. A. – 2006. – Vol. 415. – P. 66–71.
53. Прнка, Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей [Текст] / Т. Прнка // МиТОМ. – 1979. – № 7. – С. 3–8.
54. Иванов, Ю. Ф. Механизмы упрочнения металла рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Кормышев, В. Е. Громов, А. А. Юрьев, А. М. Глезер, Ю. А. Рубанникова // Вопросы материаловедения. – 2020. – № 3 (103). – С. 17–28.
55. Kormyshev, V. E. Formation of Fine Surface of Long Rails on Differentiated Hardening [Text] / V. E. Kormyshev, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, A. A. Yuriev, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2020. – Vol. 14. – No. 6. – P. 1186–1189.
56. Сарычев, В. Д. Механизмы образования градиентных структурно-фазовых состояний в материалах [Текст] / В. Д. Сарычев, С. А. Невский, А. Ю. Грановский и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2018. – Т. 15. – № 1. – С. 62–67.
57. Юрьев, А. А. Структурно-фазовые изменения при длительной эксплуатации 100- м дифференцированно закаленных рельсов [Текст] / А. А. Юрьев, В. Е. Громов, К. В. Морозов, Ю. Ф. Иванов, О. А. Кондратова, А. М. Глезер, С. В. Коновалов. В кн.: Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. Сборник материалов VII Международной конференции, 7-10 ноября 2017 г. – М.: ИМЕТ РАН, 2017. С. 60–62.
58. Громов, В. Е. Накопление повреждений при длительной эксплуатации 100-м дифференцированно закаленных рельсов [Текст] / В. Е. Громов, А. А. Юрьев,

Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, О. А. Кондратова, А. М. Глезер, С. В. Коновалов. В кн.: Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов: тезисы докладов седьмой международной конференции, Москва, 2-5 октября 2017 г. – М., 2017. С. 73.

59. Соснин, О. В. Усталость сталей при импульсном токовом воздействии [Текст] / О. В. Соснин, В. Е. Громов, Э. В. Козлов и др. – Новокузнецк: СибГИУ, 2004. – 464 с.

60. Анисимов, П. С. Влияние конструкции и параметров тележек на износ колес и рельсов [Текст] / П.С. Анисимов // Железнодорожный транспорт. – 1999. – № 6. – С. 38–42.

61. Богданов, В. М. Об износе колес и рельсов [Текст] / В. М. Богданов, Л. И. Бертнева // Железнодорожный транспорт. – 1999. – № 7. – С. 48–51.

62. Богданов, В. М. Об износе колес и рельсов [Текст] / В. М. Богданов, Л. И. Бертнева // Железнодорожный транспорт. – 1999. – № 10. – С. 28–32.

63. Влияние износа рельсов и лубрикации на взаимодействие экипажа пути [Текст] // Железные дороги мира. – 2003. – № 9. – С. 66–70.

64. Ермаков, В. М. Анализ эффективности работы дорог по снижению износов «колесо-рельс» [Текст] / В. М. Ермаков // Железнодорожный транспорт. – 2005. – № 7. – С. 58–64.

65. Лысюк, В. С. О причинах схода вагонов и износа рельсов в кривых [Текст] / В. С. Лысюк // Железнодорожный транспорт. – 2004. – № 11. – С. 50–52.

66. Шаповалов, В. В. Методы устранения износа колес и рельсов [Текст] / В. В. Шаповалов и др. // Железнодорожный транспорт. – 2004. – № 3. – С. 108–111.

67. Пути износа колес и рельсов [Текст] // Железные дороги мира. – 2002. – № 4. – С. 65–72.

68. Абдурашитов, А. Ю. О разработке рельса типа Р65 с улучшенным профилем [Текст] / А. Ю. Абдурашитов. В кн.: Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений. Сборник научных докладов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Новокузнецк, 26–28 октября 2010 г. – Екатеринбург, 2011. С. 144–159.

69. Tyfour, W. R. The steady state wear behavior of pearlitic rail steel under dry rolling-sliding contact conditions [Text] / W. R. Tyfour, J. H. Beynon, A. Kapoor // *Wear.* – 1995. – Vol. 180. – P. 79–89.
70. Lee, K. M. Wear of conventional pearlitic and improved bainitic rail steels [Text] / K. M. Lee, A. A. Polycarpou // *Wear.* – 2005. – Vol. 259. – P. 391–399.
71. Lee, K. M. Microscale experimental and modeling wear studies of rail steels [Text] / K. M. Lee, A. A. Polycarpou // *Wear.* – 2011. – Vol. 271. – P. 1174–1180.
72. Singh, U. P. Wear investigation of wheel and rail steels under conditions of sliding and rolling-sliding contact with particular regard to microstructural parameters [Text] / U. P. Singh, R. Singh // *Wear.* – 1993. – Vol. 170. – P. 93–99.
73. Fegredo, D. M. The effect of progressive minor spheroidization on the dry-wear rates of a standard carbon and a Cr-Mo alloy rail steel [Text] / D. M. Fegredo, J. Kalousek, M. T. Shehata // *Wear.* – 1993. – Vol. 161. – P. 29–40.
74. Глезер, А. М. О природе сверхвысокой пластической (мегапластической) деформации [Текст] / А. М. Глезер // *Изв. РАН. Серия физическая.* – 2007. – Т. 71. – № 12. – С. 1767–1776.
75. Ivanisenko, H. J. Yu. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion [Text] / H. J. Yu. Ivanisenko, W. Lojkowski, Valiev R. Z., Fecht H.-J. // *Acta Mater.* – 2003. – Vol. 51. – No. 18. – P. 5555–5570.
76. Ivanisenko, H. J. Yu. Stress- and Strain Induced Phase Transformations in Pearlitic Steels [Text] / H. J. Yu. Ivanisenko, W. Lojkowski, H.-J. Fecht // *Materials Science Forum.* – 2007. – Vol. 539-543. – P. 4681–4686.
77. MacLaren, I. Early stages of nanostructuring of a pearlitic steel by high pressure torsion deformation [Text] / I. MacLaren, Yu. Ivanisenko, H.-J. Fecht, X. Sauvage, R.Z. Valiev. – In: *Ultrafine Grained Materials IV* / Ed. By Zhu E.T. et al. – The Minerals, Metals & Materials Society, 2006. P. 1–6.
78. Коваленко, В. В. Физическая природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах [Текст] / В. В.

Коваленко, Э. В. Козлов, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов. – Новокузнецк: ООО «Полиграфист», 2009. – 557 с.

79. Ning, Jiang-li. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion [Text] / Jiang-li Ning, E. Courtois-Manara, L. Kurmanaeva, A. V. Ganeev, R. Z. Valiev, C. Kübel, Yu. H. J. Ivanisenko // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 581. – P. 8–15.

80. Gromov, V. E. Microstructure of quenched rails [Text] / V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, A. B. Yuriev, K. V. Morozov. – Cambridge, CISP Ltd., 2016. – 153 p.

81. Громов, В. Е. Механизмы упрочнения рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов, Н.А. Попова, Е. Л. Никоненко // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2015. – № 4. – С. 98–104.

82. Иванов, Ю. Ф. Эволюция структурно-фазовых состояний рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, О. А. Перегудов, К. В. Морозов, А. Б. Юрьев // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2015. – Т. 58. – № 4. – С. 262–267.

83. Matsui, M. Evaluation of material deterioration of rails subjected to rolling contact fatigue using x-ray diffraction [Text] / M. Matsui, Y. Kamiya // *Wear*. – 2013. – Vol. 304. – P. 29–35.

84. Юрьев, А. А. Изменение структуры и фазового состава поверхности 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / А. А. Юрьев, В. Е. Громов, К. В. Морозов и др. // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2017. – Т. 60. – № 10. – С. 826–831.

85. Громов, В. Е. Анализ механизмов деформационного упрочнения рельсовой стали в процессе длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Громов, А. А. Юрьев, Ю. Ф. Иванов и др. // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2017. – № 3. – С. 76–84.

86. Ivanisenko, Yu. Microstructure modification in the Surface Layers of Railway Rails and Wheels: Effect of High Strain Rate Deformation [Text] / Yu. Ivanisenko, H. J. Fecht // *Steel tech*. – 2008. – Vol. 3. – No. 1. – P. 19–23.

87. Иванов, Ю. Ф. Эксплуатация рельсовой стали: деградация структуры и свойств поверхностного слоя [Текст] / Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов, В. Е. Громов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59. – № 8. – С. 576–580.

88. Иванов, Ю. Ф. Градиенты структуры и свойств поверхностных слоев дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, А. А. Юрьев и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2017. – Т. 14. – № 3. – С. 297–305.

89. Ivanov, Y. F. Degradation of rail-steel structure and properties of the surface layer [Text] / Y. F. Ivanov, K. V. Morozov, O. A. Peregudov, V. E. Gromov // Steel in translation. – 2016. – Vol. 46. – No. 8. – P. 567–570.

90. Peregudov, O. A. Formation of internal stress fields in rails during long-term operation [Text] / O. A. Peregudov, K. V. Morozov, V. E. Gromov, A. M. Glezer, Yu. F. Ivanov // Russian metallurgy. – 2016. – Vol. 2016. – No. 4. – P. 371–374.

91. Морозов, К. В. Формирование тонкой структуры рельсов при объемной и дифференцированной закалке [Текст] / К. В. Морозов, В. Е. Громов, О. А. Перегудов, Ю. Ф. Иванов, А. Б. Юрьев, К. В. Аксёнова // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2016. – № 1. – С. 53–61.

92. Юрьев, А. А. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / А. А. Юрьев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов и др. В кн.: Сборник научных трудов, посвященный 70-летию д.т.н., проф. Смирнова А.Н. / Под общ. ред. Н. В. Абабкова; КузГТУ. – Кемерово: КузГТУ, 2017. С. 249–265.

93. Иванов, Ю. Ф. Природа деградации структуры поверхности катания рельсов при эксплуатации [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, А. М. Глезер, О. А. Перегудов, К. В. Морозов // Известия РАН. Серия физическая. – 2016. – Т. 80. – № 12. – С. 1682–1687.

94. Gromov, V. E. Surface layer structure degradation of rails in prolonged operation [Text] / V. E. Gromov, O. A. Peregudov, Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, K. V.

Alsaraeva, O. A. Semina // Journal of surface investigation. X-ray, synchrotron and neutron techniques. – 2015. – Vol. 9. – No. 6. – P. 1292–1298.

95. Громов, В. Е. Формирование микроструктуры рельсов при закалке и длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Громов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов и др. – Новокузнецк: СибГИУ, 2017. – 373 с.

96. Перегудов, О. А. Изменение тонкой структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / О. А. Перегудов. дис. ... кан. тех. наук: 01.04.07: защищена 16.05.17: утв. 15.09.17 –. – Новокузнецк: СибГИУ, 2017. – 199 с.

97. Громов, В. Е. Трансформация структуры 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Громов, А. А. Юрьев, Ю. Ф. Иванов и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2018. – Т. 15. – № 1. – С. 128–134.

98. Громов, В. Е. Дифференцированно закаленные рельсы: эволюция структуры и свойств в процессе эксплуатации: монография [Текст] / В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, А. А. Юрьев и др. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2017. – 197 с.

99. Громов, В. Е. Модифицирование структуры и свойств перспективных материалов при внешних воздействиях [Текст] / В. Е. Громов, А. А. Юрьев, Ю. Ф. Иванов и др. / Под общ. ред. А. И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2017. С. 159–176.

100. Громов, В. Е. Эволюция тонкой структуры в поверхностных слоях 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Громов, А. А. Юрьев, К. В. Морозов и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2017. – Т. 14. – № 2. – С. 267–273.

101. Громов, В. Е. Перераспределение атомов углерода в дифференцированно закаленных рельсах при длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Громов, А. А. Юрьев, Ю. Ф. Иванов и др. // Известия вузов Черная металлургия. – 2018. – Т. 61. – № 6. – С. 56–69.

102. Громов, В. Е. Эволюция структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов в процессе длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Громов, А.

А. Юрьев, Ю. Ф. Иванов и др. // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2017. – Т. 39. – № 12. – С. 1599–1646.

103. Иванов, Ю. Ф. Природа поверхностного упрочнения дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, А. А. Юрьев и др. // *Деформация и разрушение материалов*. – 2018. – № 4. – С. 67–85.

104. Юрьев, А. А. 100-м дифференцировано закаленные рельсы: эволюция тонкой структуры в поверхностных слоях при длительной эксплуатации [Текст] / А. А. Юрьев, В. Е. Громов, А. М. Глезер, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов. В кн.: XXIII Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные 100-летию ФТИ им. А.Ф. Иоффе и 110 со дня рождения чл.-кор. АН СССР А.В. Степанова. Сборник материалов, 10-12 апреля 2018 г. – СПб., 2018. С. 349.

105. Gromov, V. E. Structure - phase states evolution in 100-m differentially hardened rails at long-term operation [Text] / V. E. Gromov, A. A. Yuriev, Yu. F. Ivanov, A. M. Glezer, S. V. Konovalov, A. P. Semin, R. V. Sundeev // *Актуальные проблемы прочности*, 14-18 мая 2018 г. – Витебск: УО ВГТУ, 2018. С. 17–18.

106. Юрьев, А. А. Механизмы разрушения пластинчатого перлита дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / А. А. Юрьев, В. Е. Громов, В. А. Гришунин и др. // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2017. – Т. 14. – № 4. – С. 438–444.

107. Иванов, Ю. Ф. Преобразование карбидной фазы рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / Ю. Ф. Иванов, А. А. Юрьев, В. Е. Громов и др. // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2018. – Т. 61. – № 2 – С. 140–48.

108. Wu, J. Micro and Nanoscale Characterization of Complex Multilayer-Structured White Etching Layer in Rails [Text] / J. Wu, R. Petrov, S. Kolling, P. Koenraad, L. Malet, S. Godet, J. Sietsma // *Metals*. – 2018. – Vol. 8 (10). – P. 749–761.

109. Sarvesh, Pal. Metallurgical and physical understanding of rail squat initiation and propagation [Text] / Pal Sarvesh, Valente Carlos, Daniel William, et al. // *Wear*. – 2012. – Vol. 284-285. – P. 30–42.

110. Osterle Rooch, H. Investigation of white etching layers on rails by optical microscopy, electron microscopy, X-ray and synchrotron X-ray diffraction [Text] / H. Osterle Rooch, A. Pyzalla, L.W. Wang, W. Osterle, H. Roach, A. Pyzalla, L. Wang, W. Osterle, H. Roach, A. Pyzalla, et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2001. – Vol. 303. – P. 150–57.
111. Bernsteiner, C. Development of white etching layers on rails: Simulation and experiments [Text] / C. Bernsteiner, G. Muller, A. Meierhofer, et al. // Wear. – 2016. – Vol. 366-367. – P. 116–122
112. Zhang, H. W. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail [Text] / H. W. Zhang, S. Ohsaki, S. Mitao, M. Ohnuma, K. Hono // Mater. Sci. Eng. A. – 2006. – Vol. 421. – P. 191–199.
113. Baumann, G. Formation of white etching layers on rail treads [Text] / G. Baumann, H. J. Fecht, S. Liebelt // Wear. – 1996. – Vol. 191. – P. 133–140.
114. Lojkowski, W. Nanostructure formation on the surface of railway tracks [Text] / W. Lojkowski, M. Djahanbakhsh, G. Burkle, S. Gierlotka, W. Zieliński, H. J. Pecht // Mater. Sci. Eng. A. – 2001. – Vol. 303. – P. 197–208.
115. Newcomb, S. B. A transmission electron microscopy study of the white-etching layer on a railhead [Text] / S. B. Newcomb, W. M. Stobbs // Mater. Sci. Eng. – 1984. – Vol. 66. – P. 195–204.
116. Wild Wang, L. Microstructure alterations at the surface of a heavily corrugated rail with strong ripple formation [Text] / L. Wild Wang, B. Hasse, T. Wroblewski, G. Goerigk, A. E. Pyzalla // Wear. – 2000. – Vol. 254. – P. 876–883.
117. Takahashi, J. Atom probe tomography analysis of the white etching layer in a rail track surface [Text] / J. Takahashi, K. Kawakami, M. Ueda // Acta Mater. – 2010. – Vol. 58. – P. 3602–3612.
118. Al-Juboori, A. Characterisation of White Etching Layers formed on rails subjected to different traffic conditions [Text] / A. Al-Juboori, H. Zhu, D. Wexler, H. Li, C. Lu, A. McCusker, J. McLeod, S. Pannila, J. Barnes // Wear. – 2019. – Vol. 436–437. – P. 202998.

119. Kerr, M. The Epidemiology of Squats and Related Rail Defects [Text] / M. Kerr, A. Wilson, S. Marich. In: Conference on Rail way Engineering. – Perth, Australia, 2008. P. 83–96.
120. Ivanisenko, Yu. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite [Text] / Yu. Ivanisenko, I. Maclaren, X. Sauvage, R. Z. Valiev, H. J. Fecht // Acta Mater. – 2006. – Vol. 54. – P. 1659–1669.
121. Carroll, R. Rolling contact fatigue of white etching layer: Part 1: Crack morphology [Text] / R. Carroll, J. Beynon // Wear. – 2007. – Vol. 262 (9-10). – P. 1253–1266.
122. Li, Z. An investigation into the causes of squats – Correlation analysis and numerical modeling [Text] / Z. Li, X. Z. C. Esveld, R. Dollevoet, et al. // Wear. – 2008. – Vol. 265 (9-10). – P. 1349–1355.
123. Li, Z. Squat growth – some observations and the validation of numerical predictions [Text] / Z. Li, R. Dollevoet, M. Molodova, et al. // Wear. – 2011. – Vol. 271. – P. 148–157.
124. Кормышев, В.Е. Формирование структуры дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Кормышев, Е. В. Полевой, А. А. Юрьев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2020. – Т. 63. – № 2. – С. 108–115.
125. Kormyshev, V. E. Structural phase states and properties of rails after long-term operation [Text] / V. E. Kormyshev, V. E. Gromov, Yu. F Ivanov., A. M. Glezer, A. A. Yuriev, A. P. Semin, R. V. Sundeev // Materials Letters. – 2020. – Vol. 268. – P. 127499.
126. Кормышев, В. Е. Структура и свойства дифференцированно закаленных 100-м рельсов после экстремально длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Кормышев, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, А. А. Юрьев, Е. В. Полевой // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2019. – Т. 16. – № 4. – С. 538–546.
127. Kormyshev, V. E. The Structural Formation in Differentially-Hardened 100-Meter-Long Rails during Long-Term Operation [Text] / V. E. Kormyshev, E. V. Polevoi,

A. A. Yur'ev, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov // *Steel in Translation*. – 2020. – Vol. 50. – No. 2. – P. 77–83.

128. Кормышев, В. Е. Стадии преобразования пластинчатого перлита дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Кормышев, А. А. Юрьев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Рубанникова, Е. В. Полевой // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2020. – № 2. – С. 51–56.

129. Кормышев, В. Е. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 1. Структура и свойства рельсовой стали перед эксплуатацией [Текст] / В. Е. Кормышев, Ю. Ф. Иванов, А. А. Юрьев, Е. В. Полевой, В. Е. Громов, А. М. Глезер // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2019. – № 4. – С. 50–56.

130. Кормышев, В. Е. Структура дифференцированно закаленных рельсов при интенсивной пластической деформации [Текст] / В. Е. Кормышев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, А. М. Глезер. // *Деформация и разрушение материалов*. – 2020. – № 8. – С. 16–20.

131. Иванов, Ю. Ф. Структура и свойства рельсов после экстремально длительной эксплуатации [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. Е. Кормышев, А. М. Глезер // *Вопросы материаловедения*. – 2020. – № 2 (102). – С. 30–39.

132. Юрьев, А. А. Структура и свойства длинномерных дифференцированно закаленных рельсов после экстремально длительной эксплуатации [Текст] / А. А. Юрьев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Рубанникова. – Новокузнецк: Полиграфист, 2020. – 253 с.

133. Громов, В. Е. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 2. Структура и свойства головки рельсов после пропущенного тоннажа 1411 млн. тонн [Текст] / В. Е. Громов, В. Е. Кормышев, Ю. Ф. Иванов, А. М. Глезер // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2020. – № 3. – С. 53–61.

134. Кормышев, В. Е. Аттестация структуры и свойств длинномерных дифференцированно закаленных рельсов после экстремально длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Кормышев, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, А. М. Глезер. В кн.: Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии: тезисы докладов Международной конференции, посвященной 90-летию со дня рождения основателя и первого директора ИФПМ СО РАН академика Виктора Евгеньевича Панина, Томск, 5-9 октября 2020 г. – Томск: ТГУ, 2020. С. 114.

135. Кормышев, В. Е. Эволюция структуры дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Кормышев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Рубанникова. В кн.: Актуальные проблемы прочности: материалы международной научной конференции, Витебск, 25-29 мая 2020 г. – Молодечно, 2020. С. 230–231.

136. Панин, В. Е. Эволюция тонкой структуры и свойств металла рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Панин, Ю. Ф. Иванов, А. А. Юрьев, В. Е. Громов, С. В. Панин, В. Е. Кормышев, Ю. А. Рубанникова // Физическая мезомеханика. – 2020. – Т. 23. – № 5. – С. 85–94.

137. Gromov, V. E. Change in Structural-Phase States and Properties of Lengthy Rails during Extremely Long-Term Operation [Text] / V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, V. E. Kormyshev, A. A. Yuriev, A. P. Semin, Yu. A. Rubannikova // Progress in Physics of Metals. – 2020. – Vol. 21. – No. 4. – P. 527–553.

138. Yuriev, Anton. Formation of Gradient Structure in Rails at Long-Term Operation [Text] / Anton Yuriev, Vasiliy Kormyshev, Victor Gromov, Yurii Ivanov, Alexander Semin // Materials Research. – 2020. – Vol. 23. – No. 6. – Article 20200258.

139. Сарычев, В. Д. Модель формирования наноструктурных слоев при длительной эксплуатации рельсов [Текст] / В. Д. Сарычев, С. А. Невский, В. Е. Кормышев, А. А. Юрьев, В. Е. Громов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2020. – Т. 63. – № 9. – С. 699–706.

140. Юрьев, А. А. Влияние длительной эксплуатации на перераспределение атомов углерода в рельсах [Текст] / А. А. Юрьев, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В.

Панин, В. Е. Кормышев, Ю. А. Рубанникова // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2020. – Т. 17. – № 4. – С. 449–455.

141. Иванов, Ю. Ф. Эволюция структуры и механизмы упрочнения металла рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Кормышев, В. Е. Громов, А. А. Юрьев, Ю. А. Рубанникова // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2020. – Т. 17. – № 4. – С. 478–482.

142. Ivanov, Yu. F. Characterization of structure and properties of long differentially quenched rails after extremely long-term operation [Text] / Yu. F. Ivanov, V. E. Kormyshev, V. E. Gromov, A. A. Yuriev, A. M. Glezer, A. P. Semin // *AIP Conference Proceedings*. – 2020. – Vol. 2310. – Article 020125.

143. Ivanov, Yu. Deformation strengthening mechanisms of rails in extremely long-term operation [Text] / Yu. Ivanov, V. Gromov, A. Yuriev, V. Kormyshev, Yu. Rubannikova, A. Semin // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2021. – Vol. 11. – P. 710–718.

144. Иванов, Ю. Ф. Структурно-фазовые состояния и свойства поверхности катания рельсов при экстремально длительной эксплуатации [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Кормышев, В. Е. Громов, А. А. Юрьев // *Известия вузов. Физика*. – 2021. – Т. 64. – № 1. – С. 71–77.

145. Yuriev, A. A. Variation in the yield point of differentially quenched rails at severe plastic deformation [Text] / A. A. Yuriev, A. M. Glezer, V. E. Gromov, V. E. Kormyshev, Yu. F. Ivanov, A. P. Semin // *Letters on Materials*. – 2021. – Vol. 11 (1). – P. 100–103.

146. Yuriev, A. A. Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long-Term Operation [Text] / A. A. Yuriev, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, Yu. A. Rubannikova, M. D. Starostenkov, P. Y. Tabakov. In: *Materials Research Forum LLC*, 2021. – 193 p.

147. Ivanov, Yu. F. Physical Nature of Strengthening Mechanisms... During Extremely Long-Term Operation of Rails [Text] / Yu. F. Ivanov, A. A. Yuriev, V. E. Kormyshev, X. Chen, V. B. Kosterev, V. E. Gromov // *Известия АлтГУ. Физика*. – 2021. – № 1 (117). – С. 33–39.

148. ГОСТ Р 50542 – 93. Изделия из черных металлов для верхнего строения рельсовых путей. Введ. 30.03.1993. Переиздание декабрь 2005. [Текст]. – М.: Стандартиформ, 2006. – 36 с.
149. Чернявский, В. С. Стереология в металловедении [Текст] / В. С. Чернявский. – М.: Металлургия, 1977. – 280 с.
150. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография [Текст] / С. А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
151. Zuo, Jian Min. Advanced Transmission Electron Microscopy [Text] / Jian Min Zuo, John C.H. Spence. – Springer, New York, 2017. – 312 p.
152. Fultz, B. Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials, fourth edition [Text] / B. Fultz, J. Howe. – Berlin: Springer, 2013. – 255 p.
153. Thomas, J. Analytical Transmission Electron Microscopy [Text] / J. Thomas, T. Gemming. – Dordrecht: Springer Netherlands, 2014. – 288 p.
154. ГОСТ Р 51685 – 2013. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия (EN 13674-1:2011, NEQ). Введ. 14.10.2013. [Текст]. – М.: Стандартиформ, 2014. – 101 с.
155. ГОСТ 1778 – 70 (ИСО 4967 – 79). Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. Введ. 01.01.1972. [Текст]. – М.: Стандартиформ, 2011. – 31 с.
156. Юрьев, А. А. Эволюция структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов в процессе длительной эксплуатации [Текст] / А. А. Юрьев. дис. ... кан. тех. наук: 01.04.07: защищена 25.09.18: утв. 15.01.19 – Новокузнецк: СибГИУ, 2018. – 156 с.
157. Клопотов, А. А. Физические основы рентгеноструктурного исследования кристаллических материалов [Текст] / А. А. Клопотов, Ю. А. Абзаев, А. И. Потекаев, О. Г. Волокитин, В. Д. Клопотов. – Томск: изд. Томского политехнического университета, 2013. – 263 с.
158. Хирш, П. Электронная микроскопия тонких кристаллов [Текст] / П. Хирш, А. Хови, П. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.

159. Egerton, F. R. Physical Principles of Electron Microscopy [Text] / F. R. Egerton. – Basel: Springer International Publishing, 2016. – 184 p.
160. Kumar, C. S. S. R. Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials [Text] / C. S. S. R. Kumar. – New York: Springer, 2014. – 434 p.
161. Carter, C. B. Transmission Electron Microscopy [Text] / C. B. Carter, D. B. Williams. – Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 322 p.
162. Конева, Н. А. Развороты кристаллической решетки и стадии пластической деформации [Текст] / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова и др. В кн.: Экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклинаций. – Ленинград: ФТИ, 1984. С. 161-164.
163. Конева, Н. А. Эволюция дислокационной структуры и стадии пластического течения поликристаллического железо-никелевого сплава [Текст] / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, С. П. Жуковский и др. // ФММ. – 1985. – Т. 60. – № 1. – С. 171–179.
164. Конева, Н. А. Природа субструктурного упрочнения [Текст] / Н. А. Конева, Э. В. Козлов // Известия вузов. Физика. – 1982. – № 8. – С. 3–14.
165. Конева, Н. А. Полосовая субструктура в ГЦК-однофазных сплавах [Текст] / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова и др. В кн.: Дисклинации и ротационная деформация твердых тел. – Ленинград: изд. ФТИ, 1988. С. 103–113.
166. Теплякова, Л. А. Закономерности пластической деформации стали со структурой отпущенного мартенсита [Текст] / Л. А. Теплякова, Л. Н. Игнатенко, Н. Ф. Касаткина и др. В кн.: Пластическая деформация сплавов. Структурно-неоднородные материалы. – Томск: изд. ТГУ, 1987. С. 26–51.
167. Иванов, Ю. Ф. Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Н. А. Попова, С. В. Коновалов, Н. А. Конева. – Новокузнецк: Полиграфист, 2016. – 510 с.
168. Власов, А. И. Электронная микроскопия: учеб. пособие [Текст] / А. И. Власов, К. А. Елсуков, И. А. Косолапов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2011. – 168 с.

169. ГОСТ 9012 – 59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. Межгосударственный стандарт. (ИСО 410-82, ИСО 6506-81). Введ. 01.01.1960. [Текст]. – М.: Стандартиформ, 2007. – 40 с.

170. ГОСТ 9013 – 59 (ИСО 6508-86). Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. Введ. 01.01.1069. [Текст]. – М.: ИПК Издательство стандартов. 1969. – 10 с.

171. Хрущов, М. М. Трение, износ и микротвердость материалов: избранные работы (к 120-летию со дня рождения) [Текст] / М. М. Хрущов. – М.: Красанд, 2012. – 510 с.

172. ГОСТ 9450 – 76 (СТ СЭВ 1195-78. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. Введ. 01.01.1977. [Текст]. – М.: Издательство стандартов, 1977. – 35 с.

173. ГОСТ 1497 – 84 (ИСО 6892-84). Металлы. Методы испытания на растяжение. Введ. 16.07.1984. [Текст]. – М.: Стандартиформ, 2008. – 28 с.

174. ГОСТ 9454 – 78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. Введ. 01.01.1979. [Текст]. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2008. – 12 с.

175. Кузнецов, Р. В. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 3. Структура и свойства рельсов после пропущенного тоннажа 1,77 млрд тонн [Текст] / Р. В. Кузнецов, В. Е. Громов, Е. В. Полевой, Ю. А. Рубанникова, В. Е. Кормышев // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2021. – № 2. – С. 81–87.

176. Кузнецов, Р. В. Перераспределение атомов углерода в рельсах при сверхдлительной эксплуатации [Текст] / Р. В. Кузнецов, О. А. Перегудов, В. В. Шляров // Известия вузов. Черная металлургия. – 2022. – Т. 65. – № 2. – С. 134–136.

177. Кузнецов, Р. В. Структурно-фазовое состояние и упрочнение рельсов после экстремально длительной эксплуатации [Текст] / Р. В. Кузнецов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Рубанникова, В. Е. Кормышев, А. А. Юрьев, Н. А.

Попова // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2021. – Т. 18. – № 3. – С. 328–337.

178. Громов, В. Е. Деформационное преобразование структуры и фазового состава поверхности рельсов при сверхдлительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Р. В. Кузнецов, А. М. Глезер, Ю. А. Шлярова, О. А. Перегудов // Деформация и разрушение материалов. – 2022. – № 1. – С. 35-39.

179. Кузнецов, Р. В. Эволюция структуры стали перлитного класса при многократном длительном деформационном воздействии [Текст] / Р. В. Кузнецов, В. Е. Громов, А. Е. Корочкин, Ю. А. Рубанникова. В кн.: Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов: девятая Международная конференция, посвященная 100-летию со дня рождения академика Б. К. Вайнштейна, 22-26 ноября 2021 г.; Актуальные проблемы современного материаловедения: четвертая Международная школа молодых ученых, 22-26 ноября 2021 г.: сборник тезисов. – М., 2021. С. 105.

180. Утевский, Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении [Текст] / Л. М. Утевский. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

181. Томас, Г. Просвечивающая электронная микроскопия материалов [Текст] / Г. Томас, М. Дж. Гориндж. – М.: Наука, 1983. – 320 с.

182. Панин, В. Е. Структурные уровни деформации твердых тел [Текст] / В. Е. Панин, В. А. Лихачев, Ю. В. Гриняев. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.

183. Рыбин, В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов [Текст] / В. В. Рыбин. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

184. Эшелби, Дж. Континуальная теория дислокаций [Текст] / Дж. Эшелби. – М.: ИЛИ, 1963. – 247 с.

185. Владимиров, В. И. Физическая теория прочности и пластичности. Точечные дефекты. Упрочнение и возврат [Текст] / В. И. Владимиров. – Л.: ЛПИ, 1975. – 120 с.

186. Финкель, В. М. Физические основы торможения разрушения [Текст] / В. М. Финкель. – М.: Металлургия, 1977. – 359 с.

187. Конева, Н. А. Структура и источники дальнедействующих полей напряжений ультрадисперсной меди [Текст] / Н. А. Конева, Э. В. Козлов, Н. А. Попова, Ю. Ф. Иванов и др. В кн.: “Структура, фазовые превращения и свойства нанокристаллических сплавов”. – Екатеринбург: УрО РАН, 1997. С. 125–140.

188. Кузнецов, Р. В. 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 [Текст] / Р. В. Кузнецов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Кормышев, Ю. А. Шлярова, Е. В. Полевой, А. А. Юрьев // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2021. – № 3. – С. 37–46.

189. Ivanov, Yu. F. Fine structure formation in rails under ultra long-term operation [Text] / Yu. F. Ivanov, A. M. Glezer, R. V. Kuznetsov, V. E. Gromov, Yu. A. Shliarova, A. P. Semin, R. V. Sundeev // Materials Letters. – 2021. – P. 131378.

190. Кузнецов, Р. 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 [Текст] / Р. В. Кузнецов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, А. А. Юрьев, В. Е. Кормышев, Е. В. Полевой // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2022. – № 1. – С. 1-9.

191. Кузнецов, Р. Е. Градиенты структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры рельсов при сверхдлительной эксплуатации [Текст] / Р. Е. Кузнецов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Кормышев, Ю. А. Шлярова, А. А. Юрьев // Известия Алтайского государственного университета. – 2022. – № 1. – С. 44-50.

192. Kuznetsov, R. V. Evolution of the perlite steel structure at multiple long-term deformation impact [Text] / Kuznetsov R. V., Gromov V. E., Korochkin A. E., Rubannikova Y. A. In: Synthesis, structure, and properties of high-entropy materials = Получение, структура и свойства высокоэнтропийных материалов: abstracts of the

III International Conference and School of Young Scientists, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia, October 11-15, 2021. – Belgorod, 2021. – P. 78–79.

193. Могутнов, Б. М. Термодинамика железо-углеродистых сплавов [Текст] / Б. М. Могутнов, И. А. Томилин, Л. М. Шварцман. – М.: Metallurgy, 1972. – 328 с.

194. Гольдштейн, М. И. Дисперсионное упрочнение стали [Текст] / М. И. Гольдштейн, Б. М. Фарбер. – М.: Metallurgy, 1979. – 208 с.

195. Громов, В. Е. Каналы деформации в условиях электропластического стимулирования [Текст] / В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. Е. Панин, Ю. Ф. Иванов и др. // Metallofizika. – 1991. – Т. 13. – № 11. – С. 9–13.

196. Иванов, Ю. Ф. Эволюция каналов локализованной деформации в процессе электростимулированного волочения низкоуглеродистой стали [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Э. В. Козлов, О. В. Соснин // Известия вузов. Черная металлургия. – 1997. – № 6. – С. 42–45.

197. Кузнецов, Р. В. Трансформация структурно-фазовых состояний в головке рельсов при экстремально длительной эксплуатации [Текст] / Р. В. Кузнецов, В. Е. Кормышев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Рубанникова // Известия вузов. Черная металлургия. – 2022. – Т. 65. – № 3. – С. 178-183.

198. Иванов, Ю. Ф. Тонкая структура рельсов после экстремально длительной эксплуатации [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Р. В. Кузнецов, Ю. А. Шлярова, А. А. Юрьев, В. Е. Кормышев // Известия вузов. Физика. – 2022. – № 3. – С. 126-130.

199. Кузнецов, Р. В. Эволюция структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры на разных стадиях экстремально длительной эксплуатации рельсов [Текст] / Р. В. Кузнецов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Шлярова, В. Е. Кормышев, О. А. Перегудов, А. П. Семин. В кн.: Труды XXII Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество «Металлургия – 2021». – Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2021. С. 189–194.

200. Громов, В. Е. Эволюция структурно-фазовых состояний металла рельсов при длительной эксплуатации [Текст] / В. Е. Громов, О. А. Перегудов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, А. А. Юрьев. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017. – 164 с.
201. Конева, Н. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь [Текст] / Н. Конева, С. Киселева, Н. Попова. – Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2017. – 145 с.
202. Иванов, Ю. Ф. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения [Текст] / Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, Э. В. Козлов, В. Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. – 174 с.
203. Иванов, Ю. Ф. Бейнитная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Е. Н. Никитина. – Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2015. – 177 с.
204. Mott, N. F. The distribution of dislocations in slip band [Text] / N. F. Mott, F. R. N. Nabarro // Proc. Phys. Soc. – 1940. – Vol. 52. – № 1. – P. 86–93.
205. Беленький, Б. З. Оценки прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным [Текст] / Б. З. Беленький, Б. М. Фарбер, М. И. Гольдштейн // ФММ. – 1975. – Т. 39. – № 3. – С. 403–409.
206. Глезер, А. М. Физика мегалластической (интенсивной) деформации твердых тел [Текст] / А. М. Глезер, Л. С. Метлов // Физика твердого тела. – 2010. – Т. 52. – Вып. 6. – С. 1090–1097.
207. Курдюмов, В. Г. Превращения в железе и стали [Текст] / В. Г. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
208. Kalich, D. On the distribution of carbon in martensite [Text] / D. Kalich, E. M. Roberts // Met. Trans. – 1971. – Vol. 2. – № 10. – P. 2783–2790.
209. Fasiska, E. J. Dilatation of alpha-iron by carbon [Text] / E. J. Fasiska, H. Wagenblat // Trans. Met. Soc. AIME. – 1967. – Vol. 239. – № 11. – P. 1818–1820.
210. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов [Текст] / Ю. М. Лахтин. – М.: Металлургия, 1977. – 407 с.

211. Иванов, Ю. Ф. Взаимодействие углерода с дефектами и процессы карбидообразования в конструкционных сталях [Текст] / Ю. Ф. Иванов, Н. А. Попова, С. А. Гладышев, Э. В. Козлов. В кн.: Сб. трудов «Взаимодействие дефектов кристаллической решетки и свойства». – Тула: ТулПИ, 1986. С. 100–105.

212. Гаврилюк, В. Г. Механизм распада цементита при пластической деформации стали [Текст] / В. Г. Гаврилюк, Д. С. Герцрикен, Ю. А. Полушкин, В. М. Фальченко // ФММ. – 1981. – Т. 51. – № 1. – С. 147–152.

213. Гриднев, В. Н. Распад цементита при пластической деформации стали [Текст] / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк // Металлофизика. – 1982. – Т. 4. – № 3. – С. 74–87.

214. Gavriljuk, V. G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation [Text] / V. G. Gavriljuk // Mater. Sci. Eng. A. – 2003. – Vol. 345. – P. 81–89.

215. Li, Y. J. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite [Text] / Y. J. Li, P. Chai, C. Bochers, S. Westerkamp, S. Goto, D. Raabe, R. Kirchheim // Acta Mater. – 2011. – Vol. 59. – P. 3965–3977.

216. Gavriljuk, V. G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires [Text] / V. G. Gavriljuk // Scripta Mater. – 2001. – Vol. 45. – P. 1469–1472.

217. Panin, V. E. Plastic distortion as a fundamental mechanism in nonlinear mesomechanics of plastic deformation and fracture [Text] / V. E. Panin, V. E. Egorushkin, A. V. Panin, A. G. Chernyavskii // Phys. Mesomech. – 2016. – Vol. 19. – No. 3. – P. 255–268.

218. Панин, В. Е. Нелинейные волновые процессы в деформируемом твердом теле как многоуровневой иерархически организованной системе [Текст] / В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин, А. В. Панин // УФН. – 2012. – Т. 182. – № 12. – С. 1351–1357.

219. Суслов, О. А. Перспективные подходы к прогнозному моделированию деградационных процессов элементов верхнего строения пути и их применение

при создании цифровых двойников [Текст] / О. А. Суслов, В. И. Федорова // Вестник ВНИИЖТ. – 2021. – Т. 80. – № 5. – С. 251–259

220. Шевченко, Д. В. Методология построения цифровых двойников на железнодорожном транспорте [Текст] / Д.В. Шевченко // Вестник ВНИИЖТ. – 2021. – Т. 80. – № 2. – С. 91–99.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

УТВЕРЖДАЮ

Директор по рельсовому производству

ОАО «ЕВРАЗ-Объединенный ЗСМК»,

к.т.н. А.В. Головатенко



« 23 » 11 2021 г.

АКТ

об использовании результатов диссертационной работы Кузнецова Р.В.
**«Структурно-фазовые состояния, дефектная субструктура и свойства
 длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации»**

Настоящим актом подтверждается, что технические специалисты рельсового производства ОАО «ЕВРАЗ - Объединенный ЗСМК» ознакомились с результатами диссертационной работы Кузнецова Романа Вадимовича **«Структурно-фазовые состояния, дефектная субструктура и свойства длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации»**.

Данные структурно-фазовых превращений, перераспределения углерода, происходящих в 100-метровых дифференцированно закаленных рельсах после 1770 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 ДТ350 по ТУ 0921-276-011-24328-2012 Ожидаемый годовой экономический эффект составляет 1,5 млн, рублей

Начальник
 научно-исследовательского отдела
 дирекции по рельсовому производству,
 к.т.н.

 Handwritten signature of E.V. Polevaya in blue ink.

Е.В. Полевой

ПРИЛОЖЕНИЕ 2

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор

АО «Кузнецкпромтранс»

В.Г.Чернов



« 09 » 11 2021г

СПРАВКА

Об использовании результатов диссертационной работы Кузнецова Р.В. «Структурно-фазовые состояния, дефектная субструктура и свойства длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации»

Настоящей справкой подтверждается, что результаты диссертационной работы Романа Вадимовича Кузнецова «**Структурно-фазовые состояния, дефектная субструктура и свойства длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации**», полученные по центральной оси и выкружке для 100 метровых дифференцированно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 1770 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 950 тысяч рублей

Начальник депо
подвижного состава



С.С. Родин

ПРИЛОЖЕНИЕ 3

УТВЕРЖДАЮ
 Генеральный директор
 АО «Железнодорожник»
 И.А. Шкиль

« 8 » 12 2021 г.



АКТ

Об использовании результатов диссертационной работы Кузнецова Р.В.
 «Структурно-фазовые состояния, дефектная субструктура и свойства
 длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации»

Настоящим актом подтверждается, что результаты диссертации Кузнецова Романа Вадимовича «Структурно-фазовые состояния, дефектная субструктура и свойства длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации», полученные для длинномерных дифференцированно упрочненных рельсов после прохождения тоннажа 1770 млн тонн брутто в головке по центральной оси и радиусу скругления выкружки и их сравнительный анализ с данными по рельсам с наработкой 691,8 и 1411 млн тонн брутто может быть использован при разработке методики контроля технического состояния поверхности катания при эксплуатации в особо интенсивных режимах.

Сформированный банк данных о градиентном характере изменения скалярной и избыточной плотности дислокаций позволяет выявлять источники и расположения наиболее опасных концентраторов напряжений, способных явиться местами зарождения микротрещин при эксплуатации. Вышеизложенное является основанием для сокращения сроков регламентных работ по проверке состояния рельсов.

Ожидаемый экономический эффект составляет 800 тысяч рублей.

Заместитель Генерального
 директора

А.А. Прохода

ПРИЛОЖЕНИЕ 4

УТВЕРЖДАЮ
Проректор по научной и инновационной деятельности
ИжГТУ имени М.Т. Калашникова
К.т.н., доц. А.И. Копысов



2021 г.

СПРАВКА

об использовании результатов диссертационной работы Кузнецова Р.В.

«Структурно-фазовые состояния, дефектная субструктура и свойства длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации»

В рамках научного направления кафедры «Приборы и методы измерений, контроля, диагностики» по разработке методик неразрушающего контроля при оценке напряженно-деформированного состояния для прогнозирования остаточного ресурса металлоконструкций апробированы результаты исследования структурно-фазового состояния, дефектной субструктуры и свойств длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 1770 млн. тонн), количественные значения механических свойств (σ_b , σ_s , δ , ψ) которых были использованы при моделировании механических напряжений и расчетных усилий в зависимости от температуры. Отмечена корреляция значений избыточной плотности дислокаций и внутренних дальнедействующих полей напряжений с данными оценки напряженно-деформированного состояния в модели конечных элементов, разработанной на кафедре. Обнаруженная корреляция твердости рельсов после экстремально длительной эксплуатации с изменением скоростей поверхностных и головных ультразвуковых волн вблизи поверхности катания головки рельсов позволяет реализовать неразрушающий контроль данного параметра.

Результаты диссертационной работы Кузнецова Романа Вадимовича «Структурно-фазовые состояния, дефектная субструктура и свойства длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации» используются при выполнении выпускных квалификационных работ по направлению 12.03.01 Приборостроение (профиль «Приборы и методы контроля и диагностики»).

Заведующий кафедрой
«Приборы и методы измерений,
контроля, диагностики»,
Заслуженный деятель науки РФ,
д.т.н., профессор

В.В. Муравьев

ПРИЛОЖЕНИЕ 5



УТВЕРЖДАЮ
Проректор по научной и
инновационной деятельности СибГИУ
д.т.н., профессор Н.А. Козырев

« 9 » 12 2021 г.

СПРАВКА

об использовании результатов диссертационной работы Кузнецова Романа Вадимовича
«Структурно-фазовые состояния, дефектная субструктура и свойства длинномерных
рельсов после экстремально длительной эксплуатации»

Результаты диссертационной работы Кузнецова Романа Вадимовича «Структурно-фазовые состояния, дефектная субструктура и свойства длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации» использованы в научной деятельности и учебном процессе Сибирского государственного индустриального университета. В частности, использовались при выполнении научно-исследовательской работы по грантам Российского научного фонда (проект № 15-12-00010) на тему «Установление физической природы и закономерностей формирования наноструктурно-фазовых состояний рельсов при длительной эксплуатации и разработка методик неразрушающего контроля при оценке напряженно-деформированного состояния для прогнозирования остаточного ресурса» и (проект № 19-32-60001) на тему «Закономерности и механизмы формирования наноразмерных структурно-фазовых состояний рельсовой стали при дифференцированной термической обработке и последующей экстремально длительной эксплуатации» и при выполнении курсовых работ и дипломных проектов по специальности 22.03.01 Материаловедение и технологии материалов (профиль «Наноматериалы и нанотехнологии»).

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

А.И. Куценко

Руководитель темы
зав. кафедрой ЕНД им. проф. В.М. Финкеля
д.ф.-м.н., профессор

В.Е. Громов