

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

На правах рукописи



Юрьев Антон Алексеевич

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО
ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Специальность 1.3.8 – физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук

Научный консультант: доктор
технических наук, профессор
Коновалов Сергей Валерьевич

Новокузнецк – 2025

Содержание

Введение	4
Глава 1. ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СВОЙСТВ РЕЛЬСОВ.....	14
1.1. Изменение структуры и фазового состава в рельсовых сталях	14
1.2. Роль V и Nb в формировании структуры и свойств высокопрочного рельса	17
1.3. Стали перлитного класса: влияние различных факторов	18
1.4. Белый слой на поверхности катания рельсов	19
1.5. Упрочнение рельсов: изменение структурно-фазового состояния.....	21
1.6. Выводы из литературного обзора и постановка задач исследования	29
Глава 2. ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПРИМЕНЯЕМЫЕ МЕТОДИКИ..	31
2.1 Рельсы – материал для исследования	31
2.2 Способы изучения структуры	31
2.2.1 Металлографический анализ	31
2.2.2 Рентгеноструктурный анализ (РСА).....	31
2.2.3 Просвечивающая электронная дифракционная микроскопия (ПЭМ) ...	32
2.3 Способы изучения механических свойств	34
Глава 3. СТРУКТУРА И ДЕФЕКТНАЯ СУБСТРУКТУРА ДЛИННОМЕРНЫХ ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ.....	35
Выводы по главе 3	45
Глава 4. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ РЕЛЬСОВ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ	47
4.1. Методы оценки качества длинномерных закаленных рельсов	47
4.2. Изменение структуры рельсов при эксплуатации.....	52
4.3. Формирование градиентов структуры и фазового состава рельсов	67
4.4. Изменение пластинчатого перлита при пропущенном тоннаже 691,8 млн тонн	71
Заключение.....	76
4.5. Перераспределение углерода при эксплуатации рельсов.....	77

Заключение.....	80
4.6. Пропущенный тоннаж 1411 млн тон (структура и свойства рельсов)	81
4.7. Основные механические и трибологические параметры	94
Глава 5. СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ РЕЛЬСОВ.....	98
5.1. Макро- и микромасштабные уровни	98
5.2. Изменение механических свойств при тоннаже 1770 млн. тонн	105
5.3. Образование различных градиентов в головке рельсов (рабочая выкружка)	110
5.4. Образование различных градиентов в головке рельсов	118
Глава 6. МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ПРОПУЩЕННОГО ТОННАЖА.....	128
6.1. Эксплуатация рельсов с пропущенным тоннажом 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн: количественные оценки упрочнения	128
6.2. Деформационное упрочнение конструкционной стали с перлитной структурой	133
6.3. Механизмы упрочнения перлитной стали при сжатии.....	136
Заключение.....	142
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ.....	143
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	146
Приложение А. Акт об использовании.....	178
Приложение Б. Акт использования.....	179
Приложение В. Акт использования	180
Приложение Г. Справка об использовании.....	181
Приложение Д. Справка об использовании	182
Приложение Е. Справка об использовании	183

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. Развернутая длина главных путей ОФО «РЖД» является одной из самых протяженных в мире и составляет свыше 125 тыс. км, на которых уложено по разным оценкам до 24 млн. т рельсов, а доля стоимости рельсов в общем объеме работ по капитальному ремонту пути составляет до 70%. В настоящее время на долю железных дорог в мире приходится до 85 % грузооборота и более 50 % пассажирских перевозок. В последнее время наблюдается значительное увеличение интенсивности железнодорожного транспорта и его грузонапряженности, что требует высокой эксплуатационной стойкости рельсов. Для решения этих проблем используется технология дифференцированной закалки 100-метровых рельсов, производство которых в России начато в 2013 г. на АО «Евраз-ЗСМК». Природа и процессы формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев рельсов при длительной эксплуатации представляют сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Важность информации в этой области определяется глубиной понимания фундаментальных проблем физики конденсированного состояния с одной стороны и практической значимостью проблемы с другой, диктуемой ростом требований и надежности рельсов. Рассмотрение поведения рельсов на разных стадиях длительной эксплуатации и анализ причин их изъятия вызывает большой интерес как у производителей, так и исследователей.

Совершенствование режимов дифференцированной закалки длинномерных рельсов для формирования высоких эксплуатационных свойств должно базироваться на знании механизмов структурно-фазовых изменений по сечению рельсов на разных этапах их длительной эксплуатации. Выявление таких механизмов возможно лишь при анализе закономерностей эволюции параметров тонкой структуры и оценки вкладов структурных составляющих и дефектной субструктуры в упрочнение рельсов. В настоящее время это возможно при использовании высокоинформативных методов современного физического

материаловедения, в том числе просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), позволяющих проводить комплексный анализ как морфологии и дефектной структуры, так и фазового состава с достаточной степенью локальности по сечению рельсов.

Цель работы: выявление физической природы и механизмов деформационного упрочнения на основе установления закономерностей и сравнительного анализа структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по радиусу скругления выкружки в головке 100-м дифференцированно закаленных рельсов после различных сроков сверхдлительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 691,8; 1411 и 1770 млн тонн).

Реализация данной цели потребовала решения следующих задач:

1. Анализ структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры длинномерных рельсов, формирующихся после дифференцированной закалки.

2. Установление градиентного характера изменения относительного содержания различных морфологических типов структуры (пластинчатый перлит; перлит разрушенный; вырожденный перлит; зерна перлита с пластинками наноразмерного цементита; зерна феррита с субмикроскопической зеренно-субзеренной структурой) вдоль центральной оси симметрии и радиуса скругления выкружки головки рельса на глубине до 10 мм при разных сроках сверхдлительной эксплуатации.

3. Проведение анализа стадий и механизмов разрушения пластин цементита по разным направлениям в головке рельсов с разным пропущенным тоннажом. Установление количественных закономерностей перераспределения карбидной фазы и атомов углерода на расстояниях 2, 5, 10 мм от поверхности катания по центральной оси и радиусу скругления выкружки и проведение оценки относительного содержания атомов углерода на структурных элементах стали.

4. Проведение сравнительного анализа количественной оценки механизмов упрочнения (частицами карбидной фазы, за счет образования перлитной структуры, дислокационной субструктурой, дальнедействующими полями

напряжений, твердорастворным упрочнением) вдоль центральной оси и по радиусу скругления выкружки для рельсов в исходном состоянии и после различного объема пропущенного тоннажа.

5. Установление иерархии основных вкладов в упрочнение рельсов в зависимости от направления анализа, расстояния до поверхности и пропущенного тоннажа. Теоретическая оценка аддитивного предела текучести и физическая интерпретация его изменения с увеличением сроков эксплуатации рельсов.

6. Исследование эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры рельсовой стали при деформации сжатием до разрушения и анализ механизмов упрочнения при разных степенях деформации.

Степень разработанности темы. Анализ литературных данных отечественных и зарубежных исследователей последних лет показывает, что срок службы и эксплуатационная стойкость объемно и дифференцированно закаленных рельсов во многом определяется структурно-фазовым состоянием, механическими свойствами, условиями эксплуатации и т.д. В рельсах при современных скоростях движения железнодорожных составов и высоких контактных давлениях уже при сравнительно небольшом пропущенном тоннаже в поверхностных слоях наблюдается сильное изменение структуры, отмечается аномально высокое значение микротвердости и распад цементита. В процессе длительной эксплуатации в объемно закаленных рельсах при пропущенном тоннаже 500-1000 млн. тонн накапливаются многочисленные дефекты, индуцируются сегрегационные, релаксационные, гомогенизационные и рекристаллизационные процессы; фазовые переходы, что может сопровождаться ухудшением физико-механических свойств и являться причинами выхода рельсов из строя. Значение механизмов и закономерностей эволюции структурных фазовых состояний, дислокационной субструктуры и свойств в поверхностных слоях головки рельсов после различных сроков длительной эксплуатации необходимо для совершенствования технологии производства дифференцированно закаленных рельсов и создания специальных видов рельсов (для высокоскоростного движения, повышенной износостойкости, низкотемпературной надежности).

Анализ исследований по проблеме установления физических механизмов упрочнения и формирования структурно-фазовых состояний в рельсах при длительной эксплуатации позволяет констатировать, что эта проблема является одной из ключевых для физики конденсированного состояния.

Научная новизна. Методами современного физического материаловедения впервые проведены комплексные количественные исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры, механических свойств на различном расстоянии от поверхности катания по центральной оси и по выкружке 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн брутто). Установлены закономерности изменения содержания морфологических типов структуры и плотности дислокаций в сечении головки рельсов. Дана физическая интерпретация изменения скалярной и избыточной плотности дислокаций с увеличением пропущенного тоннажа. Прослежено перераспределение карбидной фазы и атомов углерода в структуре рельсов при длительной эксплуатации разных сроков. Показано, что эти процессы в поверхностном слое выкружки развиты сильнее, чем на поверхности катания. Выполнена количественная оценка механизмов упрочнения поверхностных слоев рельсов по центральной оси и по выкружке после длительной эксплуатации и установлена их иерархия. Проведены теоретические оценки аддитивного предела текучести по разным направлениям в головке рельсов после разного пропущенного тоннажа. Для рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн. тонн независимо от направления анализа и расстояния до рабочей поверхности основной вклад в упрочнение вносит дислокационная субструктура. После пропущенного тоннажа 1411 млн тонн основным механизмом упрочнения в поверхностном слое является независимо от направления анализа субструктурный механизм, а после 1770 млн тонн - субструктурный для рабочей выкружки и механизм, обусловленный внутренними полями напряжений, для поверхности катания. Выполнен анализ эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры рельсовой стали при деформации сжатием до разрушения. При анализе деформационных

кривых, полученных экспериментально и рассчитанных теоретически, установлено их хорошее соответствие.

Научная и практическая значимость работы. Сформирован банк данных о закономерностях формирования структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры, распределения карбидной фазы и атомов углерода в головке длинномерных дифференцированно закаленных рельсов по центральной оси и по выкружке после длительной эксплуатации. Отмечен градиентный характер структуры, фазового состава и дефектной субструктуры, характеризующийся закономерным изменением скалярной и избыточной плотности дислокаций, кривизны кручения кристаллической решетки и степени деформационного преобразования структуры пластинчатого перлита по сечению головки рельсов. Выявлена физическая природа и механизмы упрочнения поверхностных слоев рельсов по различным направлениям при длительной эксплуатации и объеме рельсовой стали при сжатии до разрушения ($\sigma(\varepsilon)$).

Научные результаты работы могут быть использованы для развития теории структурно-фазовых превращений в сталях с перлитной структурой, а основные положения диссертации представляют интерес как учебный материал в курсе лекций по физике конденсированного состояния, физического материаловедения, металловедения и термообработки. Полученные экспериментальные результаты и теоретические оценки могут быть использованы при корректировке режимов термомеханического упрочнения, разработке методик неразрушающего контроля и мониторинге состояния рельсов и создании рельсов специального назначения.

Практическая значимость заключается в использовании результатов работы при сравнительном анализе и корректировке режимов термомеханического упрочнения рельсов, разработке методик неразрушающего контроля, обосновании сокращения сроков регламентных работ по проверке состояния рельсов после длительной эксплуатации. Полученные экспериментальные результаты могут быть использованы для развития теории структурно-фазовых превращений в перлитных сталях при интенсивной пластической деформации. 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». Практическая значимость подтверждена актами использования результатов.

Методология и методы исследования. Задачи диссертационной работы направлены на выявление закономерностей формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств по центральной оси и по выкружке в головке длинномерных дифференцированно закаленных рельсов после различных сроков длительной эксплуатации. Диссертация является продолжением исследований рельсов, проводимых в Сибирском государственном индустриальном университете в течение последних 30 лет, итогом которых стала защита шести кандидатских диссертаций (В.А. Бердышев, В.А. Гришунин, К.В. Морозов, О.А. Перегудов, Юрьев А.А., Р.В. Кузнецов) по физике конденсированного состояния.

Экспериментальные исследования проводились с использованием аналитического и испытательного оборудования кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, центра коллективного пользования «Материаловедение» при Сибирском государственном индустриальном университете, Томского материаловедческого центра коллективного пользования при Национальном исследовательском Томском государственном университете. Использовались оптический микроскоп Olympus GX-51, рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD 6000, просвечивающий электронный дифракционный микроскоп JEOL JEM-2100F. Трибологические свойства изучали с помощью трибометра CSEM при комнатной температуре.

Достоверность экспериментальных результатов и обоснованность выводов обеспечиваются корректностью постановки задач исследования, комплексным подходом к их решению с использованием современных методов и методик, детальным анализом процессов в рельсах при длительной эксплуатации, установлением взаимосвязей между различными структурными характеристиками, широким привлечением статистических методов обработки

результатов, анализом литературных данных и критическим сопоставлением установленных в работе закономерностей фактам, полученным другими исследователями.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Физическая природа преобразования структурно-фазовых состояний и свойств рельсов при эксплуатации. Градиентный характер изменения скалярной и избыточной плотности дислокаций, твердости и микротвердости, относительного содержания морфологических типов структуры вдоль центральной оси и по радиусу скругления выкружки в рельсах с разным пропущенным тоннажом.
2. Результаты сравнительного анализа перераспределения карбидной фазы и атомов углерода, стадий и механизмов разрушения пластин цементита по разным направлениям в головке рельсов с разным пропущенным тоннажом, на расстояниях 2, 5, 10 мм от поверхности.
3. Сравнительный анализ количественной оценки физических механизмов упрочнения поверхностных слоев рельсов на разном расстоянии от поверхности по центральной оси и радиусу скругления выкружки после пропущенного тоннажа 0; 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн брутто.
4. Иерархия основных вкладов в упрочнение рельсовой стали в зависимости от направления анализа (по центральной оси и радиусу скругления), расстояния до поверхности катания и пропущенного тоннажа в головке рельсов.
5. Теоретические оценки аддитивного предела текучести по разным направлениям в головке рельсов (по центральной оси и радиусу скругления), на различных расстояниях и пропущенном тоннаже. Физическая интерпретация немоного изменения предела текучести с увеличением срока эксплуатации.
6. Результаты количественной оценки параметров структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры рельсовой стали при деформации сжатием до разрушения и анализ механизмов деформационного упрочнения при разных степенях деформации.

Личный вклад автора заключается в постановке цели и задач исследования, обработке и анализе результатов исследований методами современного физического материаловедения, сопоставлении полученных данных с результатами других авторов, написании статей и тезисов докладов, формулировании основных выводов. Результаты, представленные в работе, получены лично автором или при его непосредственном участии, в рамках ряда проектов в сотрудничестве с коллективами образовательных и научных подразделений Сибирского государственного индустриального университета.

Апробация работы. Результаты диссертации докладывались и обсуждались на следующих конференциях, чтениях, семинарах и школах: XIV Международном семинаре «Структурные основы модифицирования материалов МНТ-XIV», Обнинск, 2017; LVIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Пермь, 2017; Седьмой Международной конференции «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов посвященной памяти проф. С.С. Горелика», Москва, 2017; XIV International Conference on Nanostructured Materials, г. Hong Kong, 2018 г.; XXIII Петербургских чтениях по проблемам прочности, Санкт-Петербург, 2018; 60-й Международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности», Витебск, 2018; XVIII Уральской школе-семинаре металловедов-молодых ученых, Екатеринбург, 2018; XXIII Петербургских чтениях по проблемам прочности, посвященные 100-летию ФТИ им. А.Ф. Иоффе и 110-летию со дня рождения чл.-корр. АН СССР А.В. Степанова, 2018г.; 60-й международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности», Витебск, Беларусь, 2018; X Международной конференции, посвященной памяти академика Г.В. Курдюмова «Фазовые превращения и прочность кристаллов», Черноголовка, 2018; XIII ежегодном заседании Научного Совета по физике конденсированных сред при отделении физических наук РАН и научно-практическом семинаре «Актуальные проблемы физики конденсированных сред», Черноголовка 2020; «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» IX Международной конференции, посвященной 100-летию со дня рождения

академика Б. К. Вайнштейна, Москва, 2021; IV Международной школе молодых ученых «Актуальные проблемы современного материаловедения», Москва, 2021; международном симпозиуме «Перспективные материалы и технологии» материалы, Минск, 2021; X Международной школе, посвященной 10-летию лаборатории «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы», 2021; LXIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», посвященной 70-летию Тольяттинского государственного университета, Тольятти, 2021; 11th, 12th International online symposium on materials in external fields (2022, 2023), Novokuznetsk, 2022, 2023; 3-я Международной научно-практической конференции «Современные проблемы и направления развития материаловедения и термической обработки металлов и сплавов», Курск, 2022; XII Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов», памяти академика Г.В. Курдюмова, Черноголовка, 2022; XXIII Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество», Новокузнецк, 2022.

Соответствие диссертации паспорту специальности. Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует специальности 1.3.8 – Физика конденсированного состояния пп. 1 и 7 (п. 1 «Экспериментальное изучение физической природы и свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и, в том числе, материалов световодов как в твердом (кристаллы, поликристаллы), так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления», п. 7 «Технические и технологические приложения физики конденсированного состояния»).

Публикации.

По теме диссертационной работы опубликовано 51 работа, из них 18 рецензируемые публикации в изданиях, рекомендованных ВАК, 21 публикация в изданиях, индексируемых базами данных Scopus или Web of Science, 7 монографий и глав в коллективных монографиях, 5 публикаций в сборниках

трудов конференций и прочих научных журналах, зарегистрировано 2 базы данных.

Структура и объем диссертационной работы. Диссертация включает в себя введение, 6 глав, основные выводы, список литературы из 271 наименований, 6 приложений, изложена на 183 страницах машинописного текста, содержит 122 рисунка, 29 таблиц.

ГЛАВА 1. ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СВОЙСТВ РЕЛЬСОВ

1.1. Изменение структуры и фазового состава в рельсовых сталях

В современных условиях дефекты повышенного механического износа и контактной усталости качения являются одними из основных причин изъятия рельсов [1, 2]. Чтобы улучшить свойства рельсов и продлить срок их службы необходимо тщательно изучать механизмы трансформации структуры и фазового состава перлитных сталей при деформации [3, 4]. Механические свойства рельсов, как известно, определяются микроструктурой при их изготовлении [3-9].

Деградация рельсов и снятие их из эксплуатации обусловлены целым комплексом физико-механических процессов в сечении рельсов [10]. Одной из самых важных задач является создание рельсов с высокими эксплуатационными свойствами, обеспечиваемыми требуемый заказчиком уровень качества [11]. Это достигается за счет изменения содержания углерода в стали [12], решению задач по оптимизации размера зерен [13], а также термической обработки головки рельсов [14].

В работах [5, 6] проведен анализ изотермических фазовых превращений и кинетику распада аустенита при охлаждении. Околошовная зона сварного соединения рельсов является опасным местом зарождения микротрещин [7]. Годфройд и др. [8] выявили положительную роль легирования ванадием в формировании высоких механических свойств.

При эксплуатации на поверхности формируется так называемый «белый слой» [15]. Непосредственно под этим слоем был обнаружен переходный слой, характеризующийся присутствием как остаточного аустенита и мартенсита. Самый нижний слой связывается с большой степенью пластической деформации, проявляющейся в наличии мелких зерен и большого количества крупноугловых границ, а также удлинённых колоний перлита. Авторами [15] установлено, что постепенное снижение твердости выявлено во всех слоях исследуемого

материала, что можно объяснить изменениями в структурном и фазовом составе вышеупомянутых слоев.

В исследовании, проведенном [16], был получен интересный результат исследования деградации цементитовых пластин в высокоуглеродистой стали из-за контактной усталости. Было замечено, что содержание углерода в этих цементитовых пластинах уменьшилось на 20%, что привело к образованию нестехиометрического карбида железа. Возникновение этого явления можно объяснить сложным взаимодействием двух различных механизмов, описанных в работе [16].

Вудхед [17] успешно сравнил экспериментальные данные испытаний на растяжение с износом и контактной усталостью. Тем самым было подтверждено существование взаимосвязи между твердостью и пределом прочности при растяжении.

В работе [18] проанализировано влияние механических свойств на скорость износа материалов колес и рельсов. Отмечено, что износ интенсифицируется при увеличении отношения твердости рельс/колесо.

Термическая обработка рельсов приводит к повышенной твердости и износостойкости из-за снижения межпластинчатого расстояния [19]. В работах [20, 21] выявлена неоднородное распределение деформации при растяжении в перлитной стали, что связано с размерами цементитных пластин. Снижение в 1,5 раза межпластинчатого расстояния резко увеличивает напряжение сдвига в феррите [22, 23]. Морфология зерен феррита и колоний перлита определяет процесс деформации в перлитной стали [24].

Рисунок 1.1 иллюстрирует изменение микротвердости в зависимости от деформации сдвига, что позволило авторам [25] оценить напряжение течения при исследуемых видах нагружения.

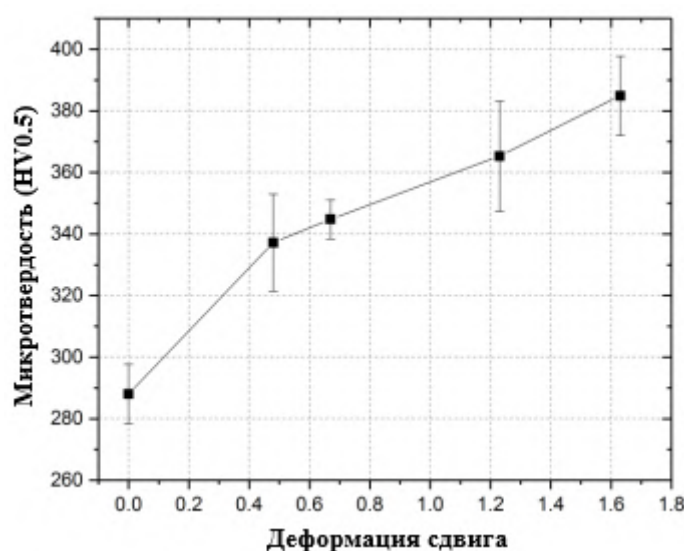


Рисунок 1.1 – Изменение микротвердости в зависимости от значений деформации сдвига

В высокоуглеродистой эвтектической стали [26] возможно протекание динамической рекристаллизации с образованием различных структур. В работе [27] изучена эволюция нанометровых зерен в перлитных колесных сталях. Авторами [26, 27] показано, что превращение малоугловых границ в большеугловые происходит вследствие накопления и аннигиляции дислокаций.

Авторы [28, 29] показали, что при интенсивной пластической деформации перлитная сталь превращается в нанослоистый композит, обеспечивая двукратное деформационное упрочнение.

В [30] методами молекулярной динамики проанализировано поведение нанослоистых композитов ферритной и цементитной фаз и их изменение в зависимости от расстояния между межфазными дислокациями.

Авторами [31] проанализированы мегапластические деформации, возникающие при влиянии сжимающей осевой нагрузки на сплошные цилиндры. Это соответствовало состоянию рельсов после длительной эксплуатации. Для рельсовой стали R260 в работах [32, 33] было смоделировано поведение материала в таких условиях.

В работах [34, 35] изучено деформационное поведение феррита на субмикронном уровне и механизмы пластичности перлита.

1.2. Роль V и Nb в формировании структуры и свойств высокопрочного рельса

Для получения высокопрочных рельсов при их производстве обычно используется легирование ванадием и ниобием. В японских патентах [36-40] показаны пути улучшения механических свойств в головке путем управления числом и составом карбонитридов V (рисунок 1.2).

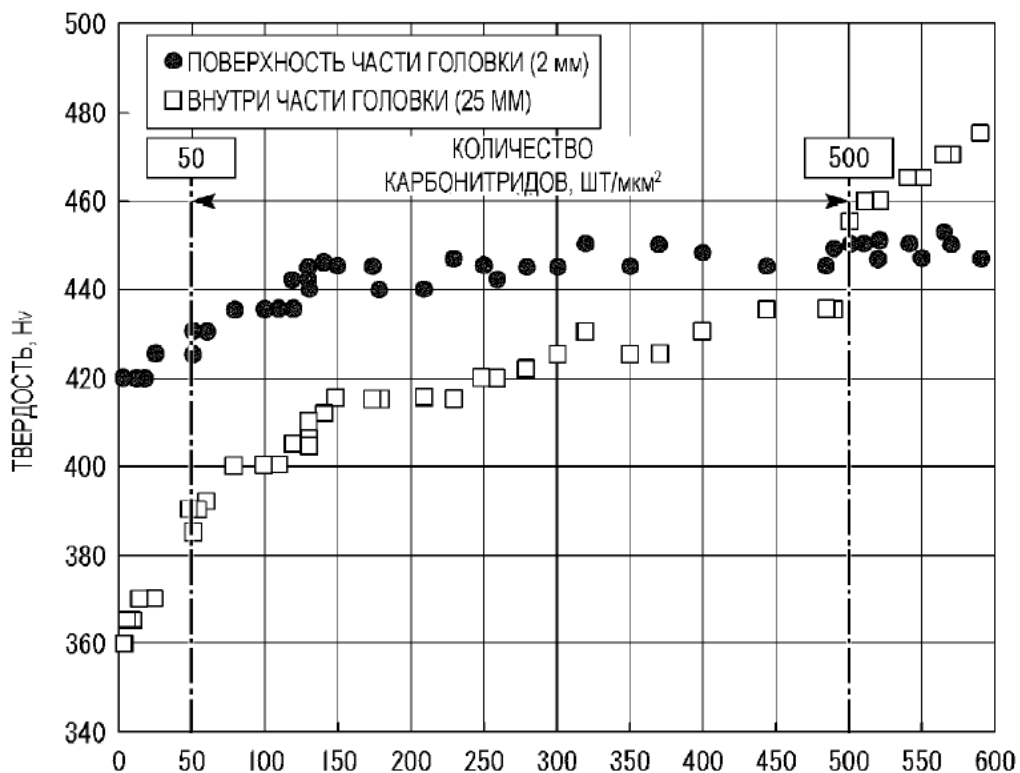


Рисунок 1.2 – Изменение твердости от количества карбонитридов с размерами зерна 5-20 нм [41]

В патенте на изобретение [41] представлен способ по уменьшению трещин за счет изменения в карбонитриде содержания углерода и азота. Повышенная стойкость к усталостному разрушению обеспечивается за счет содержания карбонитрида от 0,03% до 0,10%. Такой элемент как ниобий является важным упрочняющим металлом, желательное содержание которого должно быть от 0,0010% до 0,0500%.

1.3. Стали перлитного класса: влияние различных факторов

а) Роль микролегирования

В работах [42, 43] вскрыты физические причины формирования повышенной ударной вязкости при легировании Nb и ванадием V. Авторы связывают это с трансформацией структуры и образованием бейнита. В случае низкоуглеродистых сталей с ниобием [44] легирование в малых объемах приводит к образованию карбидов, имеющих нанометровые размеры. Термическая обработка такого способствует увеличению ударной вязкости, предела текучести и предела прочности. В случае высокоуглеродистой стали с ниобием [45] увеличение значения предела текучести связано меньшим расстоянием между пластинами.

б) Связь между свойствами перлитной стали и микроструктурой

Связь между межпластинчатым расстоянием и механическими свойствами [46] выявлена для заэвтектоидной стали. Для доэвтектоидной стали 80CrSiV [47] механические свойства определяются скоростью охлаждения.

Распределение температуры и размера аустенитного зерна по сечению рельса выполнено методом конечных элементов [48]. Результаты подтверждены дилатометрическими испытаниями. Отпуск при 150 и 400 °C [49] способствует повышению сопротивления износу. Сдвиговая пластическая деформация перлита [50] в поверхностных слоях является причиной формирования «белого слоя».

в) Влияние легирования на сопротивление износу

Как уже отмечалось ранее положительная роль V может заключаться в снижении более чем в 2 раза скорости изнашивания [51]. Работа [52] посвящена выявлению природы деградации свойств рельсов на сложных участках железнодорожного пути.

Возникновение усталостных трещин может быть подавлено увеличенным содержанием углерода [53].

1.4. Белый слой на поверхности катания рельсов

При использовании рельсов возникает явление, при котором на поверхности рельсов появляется слой, известный как «белый слой». Этот белый слой (White non etching layer - WEL), образуется в результате значительной пластической деформации, которая происходит в течение нескольких циклов. Название этого слоя обусловлено двумя причинами: он устойчив к кислотному травлению и имеет белый цвет. Важным аспектом, определяющим белый слой, является его твердость, которая не превышает значения 1300 HV [54, 55].

После длительной эксплуатации на поверхности белого слоя формируются трещины [56]. Последовавшее за этим событие привело к усилению износа материала [54, 56].

В других научных публикациях [55, 57] было установлено, что WEL обладает мартенситной микроструктурой, характеризующейся значительным количеством дислокаций. Кроме того, исследования, проведенные в [58-60], показали, что WEL имеет наномасштабный размер зерен (15-500 нм).

Белый слой может образовываться на поверхности колес, приводя к их разрушению в случае контактной усталости [61]. Он состоит из феррита и цементита с размерами от одного до десятков нанометров, твердость белого слоя находится в диапазоне 920 HV.

В работе [62] был разработан метод, позволяющий воспроизводить образования белого травильного слоя (WEL) в перлитной рельсовой стали при циклических испытаниях. Эти испытания проводятся в контролируемых температурных условиях в диапазоне от 20°C до 400°C. В случае монотонных испытаний образование WEL не происходило. Однако было установлено, что в случае проведения экспериментов при температурах 473 К и 573 К металл испытывал локальную пластическую деформацию. Также было установлено, что пластичность металла уменьшилась по сравнению с пластичностью при температуре 293 К, что способствовало его разрушению до образования белого слоя (рис. 1.3). При температуре 673 К пластичность материала значительно улучшилась, а в непосредственной близости от ступеней WEL появились

наночастицы, визуально видимые в микроскоп. С другой стороны, в условиях циклических испытаний успешное воспроизведение зоны WEL было достигнуто только при температуре 293 К, что показало влияние повышенных температурных условий на ее образование.

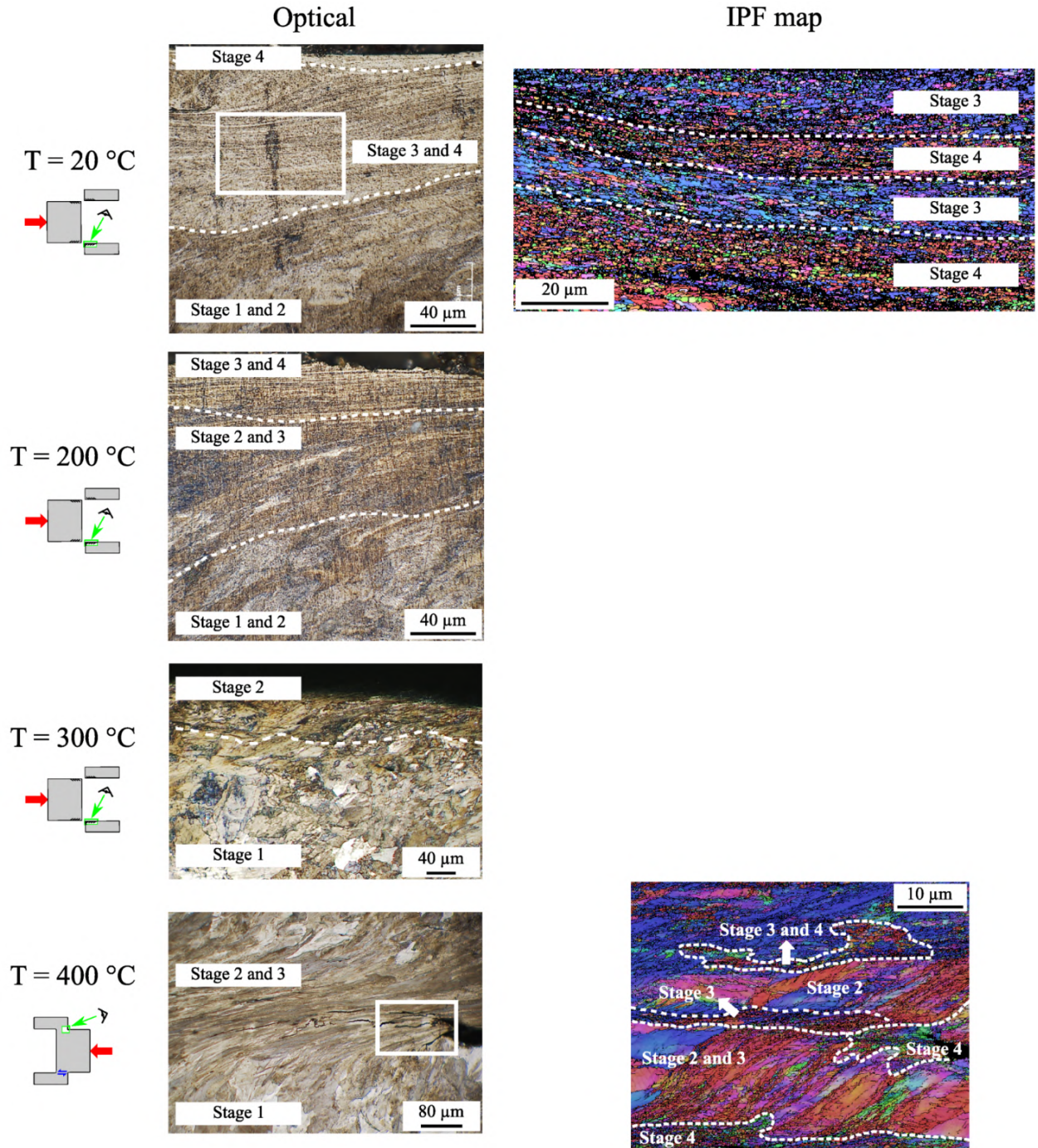


Рисунок 1.3 – Влияние температуры на микроструктуру в случае монотонных испытаний. Карты IPF были построены для испытаний, выполненных при температуре 293 К (размер шага = 0,08 мкм) и 693 К (размер шага = 0,1 мкм) [62]

Для рельсовой стали мартеновского производства М76 свойства белого слоя проанализированы в работе [63]. Слой имеет высокодисперсный вид, напоминающий перлит, без четких граней с микротвердостью 484-631 HV.

В рамках исследования [64] был проведен анализ поврежденных рельсов, на которых содержался WEL. Тщательный анализ показал наличие мартенсита и остаточного аустенита в участках рельсов, подвергающихся интенсивному торможению, а также недеформированного перлита на стыке WEL с исходной структурой рельсов. На основе этих результатов авторами был сделан вывод, что возникновение именно этого типа белого слоя, известного как TP-WEL, связано с колебаниями давления и температуры. С другой стороны, в местах, где скорость оставалась постоянной, а торможение происходило редко, в результате усталостной деформации при контакте с прокаткой образовался нанокристаллический мартенсит и область высокопластической деформации непосредственно под скважиной.

1.5. Упрочнение рельсов: изменение структурно-фазового состояния

Железнодорожный транспорт, широко известный своей быстротой, надежностью, экономичностью и положительным воздействием на окружающую среду, в настоящее время является одним из превалирующих методов перевозки тяжелых грузов, а также пассажиров [65, 66]. С увеличением скоростного режима и грузоподъемности поездов серьезность повреждений рельсов, таких как боковой износ рельса, образование трещин в результате усталости, образование рифлений на путях и т.д., становится все более выраженной [67]. Постепенный процесс износа и контактная усталость являются основными механизмами повреждения рельсов [68].

С открытием пучков, обладающих энергией высокой концентрации, было разработано и широко изучено множество технологий, связанных с улучшением приповерхностных слоев. Эти технологии включают поверхностную закалку [69-72], лазерное упрочнение [73-75], облицовку поверхности [76-79], лазерное напыление [80] и многие другие. Среди этих методов поверхностная закалка отличается тем, что она минимально влияет на деформацию и шероховатость

поверхности заготовки, что выделяет ее от других методов упрочнения [81, 82]. Исследования показали, что максимально повысить износ рельсов можно при лазерной или плазменной обработке поверхности за счет образования мартенсита [70, 83].

Тем не менее, важно признать, что слой мартенсита, повышая износостойкость, одновременно снижает способность рельсовой стали выдерживать контактную усталость из-за присущей ей высокой хрупкости и низкой ударной вязкости [84]. При контакте колесо-рельс создаются благоприятные условия для образования и вертикального распространения трещин в слое мартенсита. Наличие этих трещин в конечном итоге повышает вероятность катастрофического разрушения рельсов, которое может иметь серьезные последствия. Следовательно, необходимо решить эту проблему и разработать стратегии, позволяющие снизить хрупкость и низкую ударную вязкость мартенситного слоя в целях обеспечения долгосрочной целостности и безопасности железнодорожных систем.

Чтобы повысить способность рельсовой стали противостоять износу при одновременном поддержании требуемого сопротивления контактной усталости, был предложен подход, известный как селективное упрочнение поверхности, при котором рельсовая сталь закаляется таким образом, чтобы в поверхностном слое заготовки образовывались отдельные зоны упрочнения [85]. Чжэн и др. [85, 86] провели исследование износостойкости и сопротивления контактной усталости рельсовой стали U71Mn, подвергшейся селективной лазерной закалке. В результате было установлено возрастание износостойкости в 2,2-3,5 раза.

Тем не менее, исследования показали [87-89], что в условиях качения и скольжения рельсовая сталь, закаленная лазером, серьезно повреждалась, что потенциально могло поставить под угрозу устойчивость поездов.

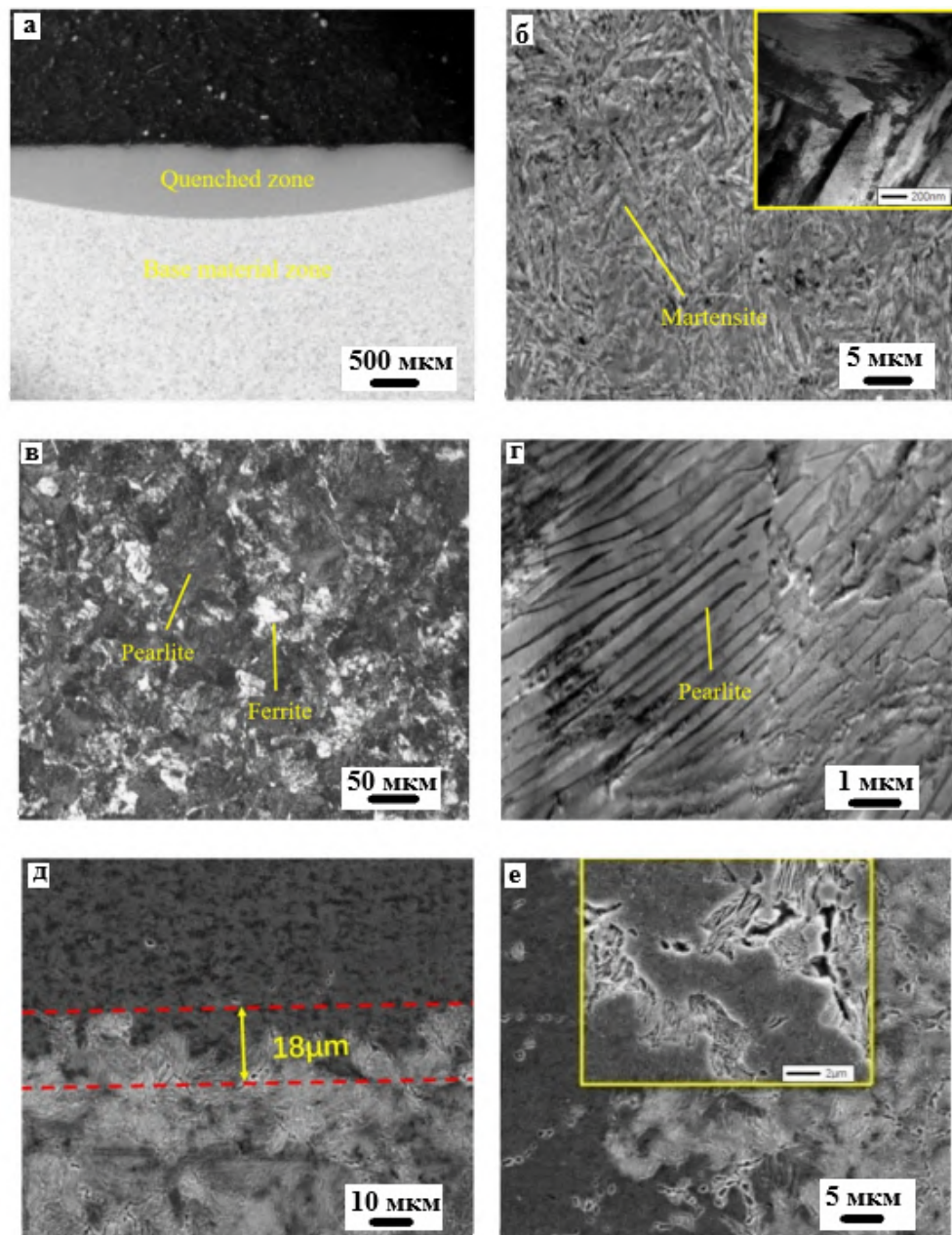
Результаты проведенного исследования [87] показали, что применение лазерной закалки привело к образованию мартенситных областей на поверхности рельса, в результате чего средняя твердость составила около 927 HV_{0,5}. Следовательно, это явление способствовало повышению износостойкости

рельсового материала. В местах, где рельсовый каток не подвергался никакой обработке, а также на необработанных участках обработанных рельсовых роликов наблюдалось распространение трещин под относительно небольшими углами, в частности в диапазоне от 4 до 17 °С, и на небольшой глубине примерно 11-22 мкм. Напротив, в зонах, подвергшихся упрочнению, наблюдалось распространение трещин под значительно большими углами (примерно от 58 до 80 °С) и на гораздо большей глубине, составляющей примерно от 73 до 263 мкм. Важно отметить, что повышение износостойкости и усталостной прочности обработанных рельсовых роликов прямо пропорционально увеличению диаметра пятен упрочнения, а также обратно пропорционально расстоянию между соседними пятнами. Кроме того, было установлено, что трещины и сколы возникают преимущественно на одной стороне отдельных упрочненных пятен. Это явление можно объяснить относительно небольшой толщиной края упрочненных пятен.

Селективная плазменная закалка, метод, аналогичный лазерной дискретной закалке с точки зрения механизма обработки, также использовался для повышения твердости рельсовой стали [90]. Тем не менее, в отличие от лазерного луча, плазменная струя имеет ряд преимуществ [91]. Следовательно, она имеет большой потенциал для широкого применения для упрочнения поверхности рельсов в крупномасштабных применениях.

Суй и др. [90] применили вышеупомянутый метод обработки для укрепления стрелочных рельсов. Результаты их исследования однозначно показали, что износостойкость выросла в 3 раза. Микроструктура обработанных рельсов состоит из трех отдельных областей: зоны упрочнения, переходной зоны и исходной структуры (рисунок 1.4). Зона упрочнения имеет вид полусферы (рисунок 1.4, а) с игольчатым мартенситом (рисунок 1.4, б). В исходном состоянии структура состоит из феррита и перлита (рисунок 1.4, в). Переходная зона имеет толщину 18 мкм (рисунок 1.4, д, е). В непосредственной близости от границы раздела перлит, находящийся в первичной структуре, испытывает быстрое и значительное повышение температуры, что не обеспечивает

достаточного времени для полного высвобождения, что приводит к небольшому изменению его структурной морфологии, как показано на рисунке 1.4 (г). Однако при длительной эксплуатации на одной стороне затвердевших пятен образовывались трещины, напоминающие повреждения, наблюдаемые в рельсовой стали, обработанной лазером.



а, б – микроструктура закалки; в – исходная структура; г – пластинчатый перлит;
д, е – переходная зона

Рисунок 1.4 – Микроструктура рельса после плазменной закалки [90]

Плазменная закалка в ряде случаев может приводить к образованию микротрещин [92]. В исследовании [93] метод селективной плазменной закалки при пластической деформации оказался перспективным методом формирования отдельных упрочненных пятен в поверхностном слое рельса, что позволяет увеличить общий срок его службы за счет повышения износостойкости в 1,26 - 1,75 раза.

В результате исследования динамического фрикционного поведения и деградации гофрированных рельсов после плазменной закалки было показано снижение износа рельсов и развития гофрированности [94].

В исследовании [95] было тщательно изучено трибологическое поведение трех образцов, извлеченных из рельса из перлитовой стали. Эти образцы имели разные значения твердости, а именно 550, 450 и 370 HV_{0,1}. Для дальнейшего изучения влияния уровней напряжений применяемые нормальные нагрузки были изменены на 50 Н и 500 Н. Образец со средним уровнем твердости 450 HV_{0,1} продемонстрировал самое высокое сопротивление скольжению как в условиях низкой нагрузки (50 Н), так и в условиях высоких нагрузок (500 Н). Кроме того, в ходе испытаний, проведенных при нагрузке 50 Н, было замечено, что износ играет значительную роль в распространении трещин, что приводит к удалению ранее существовавших трещин с контактной поверхности рельса. И наоборот, при испытаниях, проведенных с нагрузкой 500 Н, скорость удаления материала была меньше скорости трещин.

Известным методом [96] в области материаловедения является плазмохимический метод, который широко используется с целью поверхностного упрочнения металлических изделий, как показано на рисунке 1.5. В результате применения данного метода происходит повышение твердости поверхности металла рельса, тем самым улучшая ее такие физические свойства как износостойкость и долговечность. Для применения метода используют установку, состоящую из тележки, колики которой зафиксированы на основании рельса. Качество процесса реализуется вращением направляющего сектора, а также четкой фиксации расстояния между головкой рельса и плазменной горелкой.

Важно отметить, что этап нагрева осуществляется путем подачи тока в диапазоне 110-140 А при сохранении уровня напряжения 18-50 В. Кроме того, для достижения желаемых результатов плазмотроны должны двигаться со скоростью примерно 80-85 м/ч. В целом, этот плазмохимический метод зарекомендовал себя как надежный и эффективный подход к упрочнению поверхности металлических изделий, обеспечивающий множество преимуществ в виде повышенной прочности и увеличения срока службы.

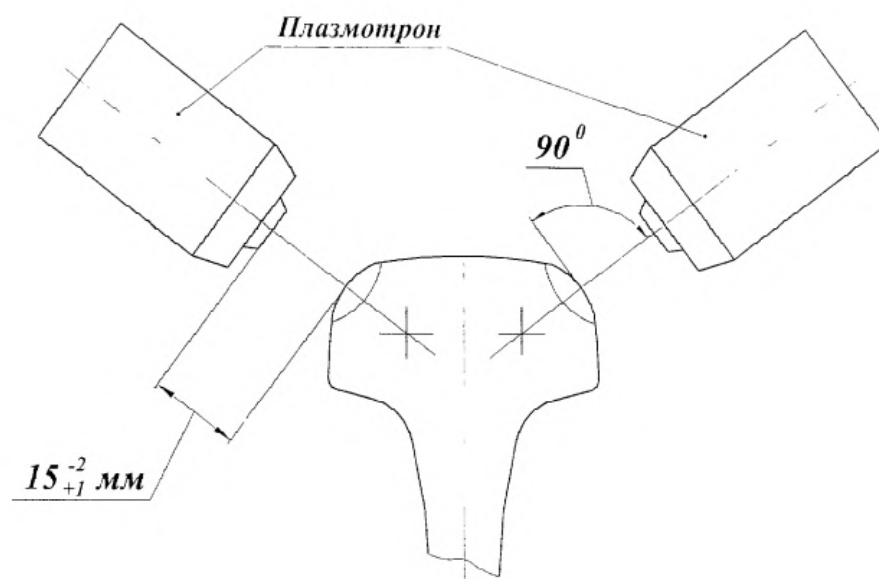


Рисунок 1.5 – Схема плазмохимического упрочнения поверхности головки [96]

Метод [97] заключается в использовании электронных лучей, перемещаемых относительно рельса, для нагрева одной из сторон или верхней поверхности головки рельса. После процесса нагрева поверхность подвергается охлаждению. В этом методе используются электронные пучки с энергией электронов в диапазоне 100-300 кэВ. Главное достоинство этого подхода заключается в уменьшении вероятности отслоения упрочненного слоя, что позволяет увеличить упругость и прочность головки рельса.

Плазменная закалка приводит к формированию получить структуры упрочненного поверхностного слоя, состоящего из смеси троостита, бейнита и мартенсита [98]. Этот метод обеспечивает высокую твердость в диапазоне от 450

до 830 НВ и толщину упрочненного слоя от 2,5 до 3 мм. Следовательно, такой метод значительно увеличивает долговечность рельсовых путей за счет снижения скорости износа.

Высокодисперсный пластинчатый мартенсит, формирующийся при плазменной закалке, обладает высокой твердостью (в 2-3 раза по сравнению с исходным состоянием) [99]. Для низколегированных рельсовых сталей плазменная закалка оказывается жизнеспособной альтернативой высокочастотной закалке или наплавке, поскольку она позволяет достичь сопоставимых свойств материала.

Тщательное изучение условий нагружения боковых поверхностей головок железнодорожных рельсов выявило насущную необходимость повышения износостойкости материала, которую можно достичь, улучшая поверхностные слои материала. Так, в работе [100] применен метод упрочнения рельсов с помощью электронно-лучевой закалке в окружающей атмосфере. После такого воздействия толщина упрочненного слоя рельса значительно возросла до 1,2 миллиметра, а износостойкость при этом возросла в 2-3 раза.

Невакуумная электронно-лучевая обработка, чрезвычайно эффективный и высокопроизводительный метод, зарекомендовал себя как эффективный метод поверхностного упрочнения рельсовых сталей [101]. При поддержании постоянной скорости рельса по отношению к электронному пучку 0,07 м/с глубина упрочненного слоя в результате достигает 1200 мкм. Это говорит о замечательной способности невакуумной обработки электронным пучком значительно улучшить поверхностные свойства рельсовых сталей (микротвердость 8000-9000 МПа). Этот исключительный уровень микротвердости означает повышенную прочность и долговечность поверхностного слоя, что, в свою очередь, способствует общим характеристикам и долговечности рельсовых сталей.

Кроме того, было обнаружено, что краткосрочный процесс закалки с использованием мощности электронного пучка является эффективным способом снижения уровня микротвердости поверхностного слоя. Это снижение

микротвердости приводит к диапазону примерно 4000-7000 МПа, при этом твердость сохраняется на значительном уровне, обеспечивая при этом повышенную гибкость и износостойкость. Фактически, отмечается, что износостойкость рельсовой стали при воздействии фиксированных и слабо закрепленных абразивных частиц возрастает примерно в 2-3 раза. Это заметное улучшение износостойкости свидетельствует об эффективности безвакуумной электронно-лучевой обработки в повышении долговечности и эксплуатационных характеристик рельсовых сталей в сложных и абразивных условиях.

Более того, при сравнении износостойкости рельсовой стали М76, закаленной и закаленной до уровня твердости HRC 54, с износостойкостью, достигнутой при объемной закалке до уровня твердости HRC 36, становится очевидным, что первая из них обладает значительно большей износостойкостью в 1,7... 1,8 раза. Это резкое повышение износостойкости подчеркивает превосходные эксплуатационные характеристики и долговечность рельсовой стали, обработанной невакуумным электронно-лучевым методом.

В заключение следует отметить, что использование безвакуумной электронно-лучевой обработки в качестве метода упрочнения поверхности рельсовых сталей дает множество преимуществ, включая значительное увеличение глубины и микротвердости упрочненного слоя. Кроме того, процесс краткосрочной закалки еще больше повышает гибкость и износостойкость поверхностного слоя. Кроме того, износостойкость рельсовой стали значительно улучшается при воздействии абразивных частиц. Наконец, при сравнении износостойкости рельсовой стали марки М76, обработанной невакуумным электронно-лучевым методом, с объемной закалкой, первая демонстрирует значительно более высокую износостойкость. В целом эти результаты подчеркивают исключительные возможности безвакуумной электронно-лучевой обработки в улучшении поверхностных свойств и эксплуатационных характеристик рельсовых сталей.

1.6. Выводы из литературного обзора и постановка задач исследования

Выполнен анализ основных публикаций по проблеме упрочнения рельсовой стали. Показано, что основными наиболее эффективными упрочняющими элементами являются V и Nb, выявлена их роль в формировании структуры и свойств высокопрочных рельсов. Для разработки высокопрочных износостойких эвтектоидных и заэвтектоидных марок рельсовой стали необходима информация о состоянии микродобавок введенного Nb на наномасштабном уровне. Это возможно лишь при использовании просвечивающей электронной микроскопии.

Из литературных данных следует, что срок службы рельсов зависит от многих факторов, в том числе от условий эксплуатации, чистоты металла, технологии изготовления и т.д. Анализ причин изъятия рельсов из эксплуатации является необходимым и достаточным условием решения проблемы увеличения эксплуатационного срока железнодорожного пути.

Цель работы: выявление физической природы и механизмов деформационного упрочнения на основе установления закономерностей и сравнительного анализа структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по радиусу скругления выкружки в головке 100-м дифференцированно закаленных рельсов после различных сроков сверхдлительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 691,8; 1411 и 1770 млн тонн).

Реализация данной цели потребовала решения следующих задач:

1. Анализ структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры длинномерных рельсов, формирующихся после дифференцированной закалки.
2. Установление градиентного характера изменения относительного содержания различных морфологических типов структуры (пластинчатый перлит; перлит разрушенный; вырожденный перлит; зерна перлита с пластинками наноразмерного цементита; зерна феррита с субмикроскопической зеренно-субзеренной структурой) вдоль центральной оси симметрии и радиуса скругления выкружки головки рельса на глубине до 10 мм при разных сроках сверхдлительной эксплуатации.

3. Проведение анализа стадий и механизмов разрушения пластин цементита по разным направлениям в головке рельсов с разным пропущенным тоннажом. Установление количественных закономерностей перераспределения карбидной фазы и атомов углерода на расстояниях 2, 5, 10 мм от поверхности катания по центральной оси и радиусу скругления выкружки и проведение оценки относительного содержания атомов углерода на структурных элементах стали.

4. Проведение сравнительного анализа количественной оценки механизмов упрочнения (частицами карбидной фазы, за счет образования перлитной структуры, дислокационной субструктурой, дальнodelствующими полями напряжений, твердорастворным упрочнением) вдоль центральной оси и по радиусу скругления выкружки для рельсов в исходном состоянии и после различного объема пропущенного тоннажа.

5. Установление иерархии основных вкладов в упрочнение рельсов в зависимости от направления анализа, расстояния до поверхности и пропущенного тоннажа. Теоретическая оценка аддитивного предела текучести и физическая интерпретация его изменения с увеличением сроков эксплуатации рельсов.

6. Исследование эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры рельсовой стали при деформации сжатием до разрушения и анализ механизмов упрочнения при разных степенях деформации.

ГЛАВА 2. ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПРИМЕНЯЕМЫЕ МЕТОДИКИ

2.1 Рельсы – материал для исследования

Рельсы категории ДТ350 из электростали Э76ХФ производства АО «Евраз ЗСМК» после дифференцированной воздушной закалки и различного пропущенного тоннажа являлись материалом для исследований. Требования ГОСТ Р 51685-2013 для стали марки Э76ХФ по химическому составу полностью удовлетворяют.

2.2 Способы изучения структуры

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической и просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии проводились исследования структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры. Рентгеноспектральный анализ (спектрометре Shimadzu XRF-1800) позволил выявить химический состав.

Количественный анализ тонкой структуры проводили на основе методов стереологии [102, 103], количественной ПЭМ [104-111].

2.2.1 Металлографический анализ

Металлографический анализ осуществлялся с помощью микроскопа Olympus GX51 с цифровой камерой с программным обеспечением Siam Photolab 700. Методика подготовки образцов не отличалась от общеизвестной.

При исследовании макроструктуры рельсов полностью выполнялись требования ГОСТ Р 51685-2013 и ГОСТ 1778-70 [112].

Метод случайных секущих позволил определить средний размер зерен [102].

2.2.2 Рентгеноструктурный анализ (РСА)

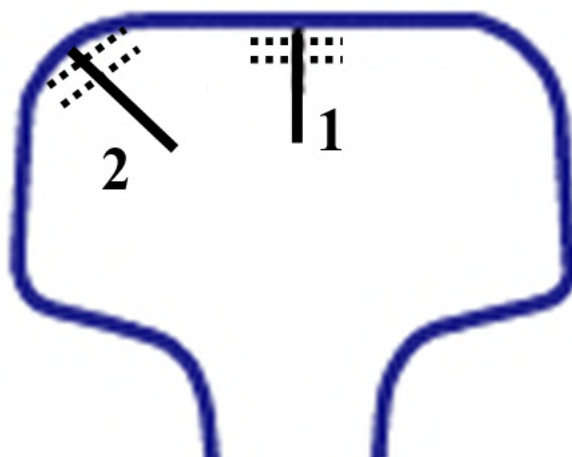
В основе РСА лежит применение дифрактометра XRD-6000, Shimadzu [113].

Параметр решетки а-фазы; размеры ОКР и величины микронапряжений определялись из дифрактограмм. Использовалась база данных PCPDFIN и программа POWDER CELL 2.5.

Выявленные количественные закономерности использованные при анализе перераспределения атомов углерода в стали.

2.2.3 Просвечивающая электронная дифракционная микроскопия (ПЭМ)

В работе использовались микроскопы ЭМ-125 и Jeol JEM-2100. Для исследования изготавливались фольги методами электролитического и ионного утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом на расстоянии 0, 2, 10 мм (рисунок 2.1).



1 – центральная ось; 2 – радиус скругления выкружки; пунктирные линии соответствуют расстоянию 0, 2, 10 мм

Рисунок 2.1 – Схема препарирования образца головки рельсов

Согласно результатам работ, томских металлофизиков [107, 109, 110] определили ρ – скалярную плотность дислокаций.

$$\rho = \frac{M}{t} \left(\frac{n_1}{l_1} + \frac{n_2}{l_2} \right) \quad (2.1)$$

где M – увеличение микрофотографии, n_1 и n_2 – число пересечений дислокациями горизонтальных l_1 и вертикальных l_2 линий, соответственно (l_1 и l_2 – суммарная длина горизонтальных и вертикальных линий).

Избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_+ + \rho_-$ (ρ_+ и ρ_- – плотность соответственно положительно и отрицательно заряженных дислокаций) оценивалась по градиенту разориентировки [114-117]:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \cdot \frac{\partial \varphi}{\partial \ell} \quad (2.2)$$

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

В работах [114-118], было найдено что:

$$\frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = 1,7 \cdot 10^6 \cdot \frac{1}{\ell} \text{ [рад/см]} \quad (2.3)$$

Величина внутренних полей напряжений оценивалась [119]:

$$\sigma = G \cdot t \cdot \chi \quad (2.4)$$

Здесь G – модуль сдвига; t – толщина фольги; χ – кривизна-кручение кристаллической решетки.

$$\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial \ell}, \quad (2.5)$$

где $\partial \varphi$ – угол изменения ориентации отражающей плоскости фольги; $\partial \ell$ – величина перемещения изгибного контура.

Согласно результатам работ [118, 119] было показано, что

$$\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = \frac{0,0175}{h}. \quad (2.6)$$

Отсюда,

$$\sigma = G \cdot t \cdot \chi = G \cdot t \cdot \frac{0,0175}{h} = G \cdot \frac{3,5}{h}. \quad (2.7)$$

h – измеряется в нм.

2.3 Способы изучения механических свойств

Механические свойства определялись в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685-2013 и ГОСТ 9012-59.

Для трибологических исследований поверхности рельсов и на глубине 15 мм использовался трибометр Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция). Параметр изнашивания рассчитывался по формуле [120]:

$$V=(2\pi\cdot R\cdot A)/(F\cdot L), \quad (2.8)$$

где:

L – пройденная шариком контртела дистанция в м,

R – радиус трека в мм,

A – площадь поперечного сечения канавки износа в мм²,

F – величина приложенной нагрузки в Н.

Механические свойства при растяжении определялись согласно требованиям ГОСТ Р 51685-2013 и ГОСТ 1497, а на ударный изгиб ГОСТ 9454. Более подробно методики исследования описаны в монографиях [121-124].

ГЛАВА 3. СТРУКТУРА И ДЕФЕКТНАЯ СУБСТРУКТУРА ДЛИННОМЕРНЫХ ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ

Результаты научных исследований, приведенные в данной главе опубликованы в работах [125-134].

Производители Японии (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation), Франции (Tata Steel) и Австрии (Voestalpine Schienen) обеспечивают лучшие свойства рельсов при эксплуатации. В основе их технологии лежит дифференцированная закалка по сечению рельсов. В России с 2013 года производятся длинномерные дифференцированно термоупрочненные рельсы. В качестве охлаждающей среды используется сжатый воздух с давлением 10-11 кПа, продолжительность термообработки 110 с.

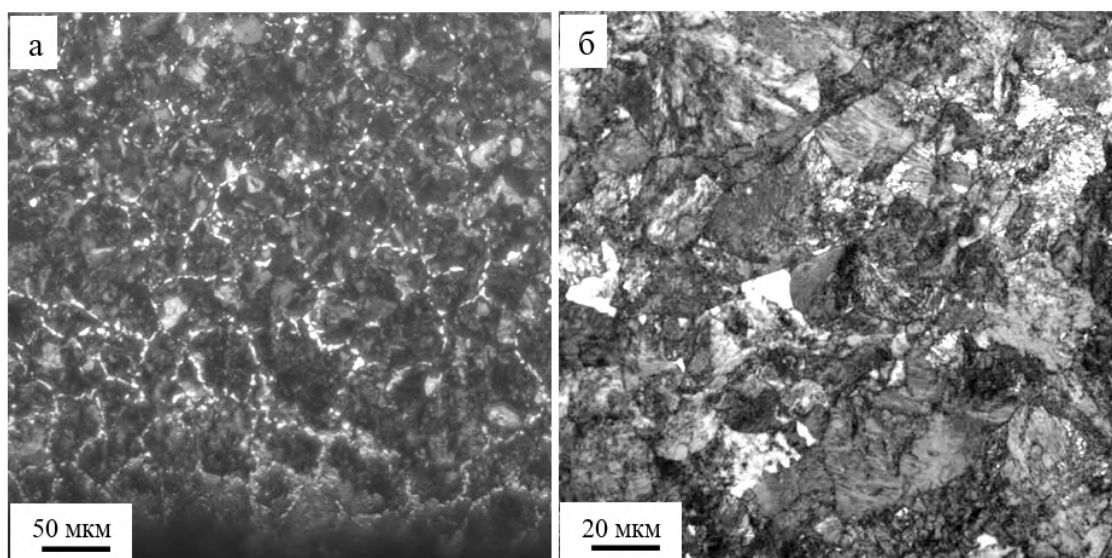
Промышленная партия дифференцированно термоупрочненных рельсов категории ДТ 350 имела следующие механические свойства: предел текучести 850-950 Н/мм², предел прочности 1250-1300 Н/мм², относительное удлинение 10,5 – 12,5%, $KCU_{+20} = 0,20 \div 0,35$ МДж/м² и $KCU_{-60} = 0,10 \div 0,28$ МДж/м²; относительное сужение 30 – 38%, твёрдость составляет 373-393 НВ, равномерно снижается по сечению головки; твёрдость в шейке и подошве составляет 313-339 и 341-359 НВ соответственно.

По требованиям ГОСТ Р 51685-2013 для категории рельсов ДТ 350 эти значения составляют $\sigma_{0,2} \geq 800$ МПа, $\sigma_B \geq 1240$ МПа, $\delta_5 \geq 9\%$, $\Psi \geq 25\%$, $KCU_{+20} \geq 15$ МДж/м².

Тонкопластинчатый перлит с сетками структурно-свободного феррита по границам составляет основную микроструктуру поверхности. По ГОСТ 5639 величина зерна составляет 6-7 номеров. С ростом расстояния от поверхности охлаждения количество феррита снижается (таблица 3.1).

Таблица 3.1 – Фазовый состав и тонкая структура рельсов

Направление исследования	Фазовый состав, %		a (Fe), нм	$D_{\text{ОКР}}$, нм	$\Delta d/d$
	Fe	Fe_3C			
ось	89,0	11,0	0,28638	108,9	0,005
выкружка	92,7	7,3	0,28664	83,7	0,007

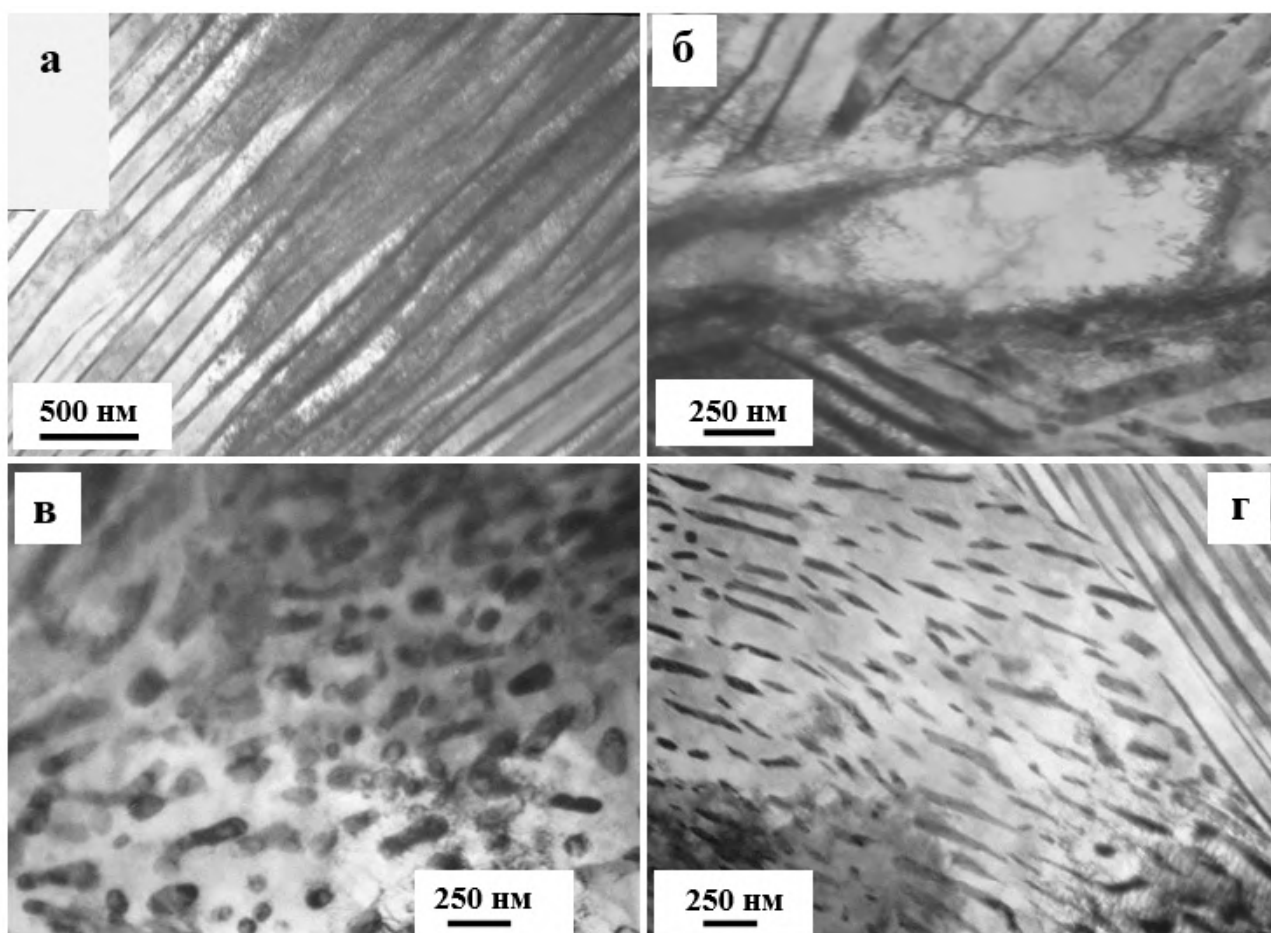


(а) поверхность; (б) на глубине 10 мм

Рисунок 3.1 – Микроструктура головки рельса

При сравнении параметров тонкой структуры в объеме материала по разным направлениям (таблица 3.1) видно, что выкружка имеет более высокую скорость охлаждения.

Как и для объемно-закаленных рельсов выявлен пластинчатый перлит (рисунок 3.2, а), структурно-свободный феррит (рисунок 3.2, б) и зерна феррито-карбидной смеси (рисунок 3.2, в, г).



(а) пластинчатый перлит; (б) структурно-свободный феррит; (в, г) феррито-карбидная смесь с пластинчатым (г) и глобулярным (в) цементитом

Рисунок 3.2 – Микроструктура головки рельсов

Кроме пластинчатого перлита значения зерен феррито-карбидной смеси достаточно велико и составляет от 0,17 до 0,37. Структура свободного феррита не превышает 5%. Результаты, приведенные в таблицах 3.1 и 3.2 позволяют считать, что преобразование фазового состава по разным направлениям протекают по разным термокинетическим диаграммам. Межпластинчатое расстояние изменяется в пределах от 120 до 190 нм и снижается в зависимости от расстояния от поверхности катания по разным направлениям.

Таблица 3.2 – Объемная доля структурных составляющих рельсов (в %)

Расстояние от поверхности, мм	По центральной оси			По выкружке		
	V(1)	V(2)	V(3)	V(1)	V(2)	V(3)
0	67	28	5	61	37	2
2	82	17	<1	63	34	3
10	73	26	<1	71	28	<01

Дислокационная субструктура представлена сетками и хаотически распределенными дислокациями со скалярной плотностью в пределах от $4 \cdot 10^{10}$ до $5,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Более высокая скорость охлаждения выкружки по сравнению с поверхностью приводит к образованию наноразмерных частиц цементита (рисунок 3.3, а). Выявлен контраст на изображении пластин цементита (рисунок 3.3, б), что также подтверждает более высокую скорость охлаждения выкружки.

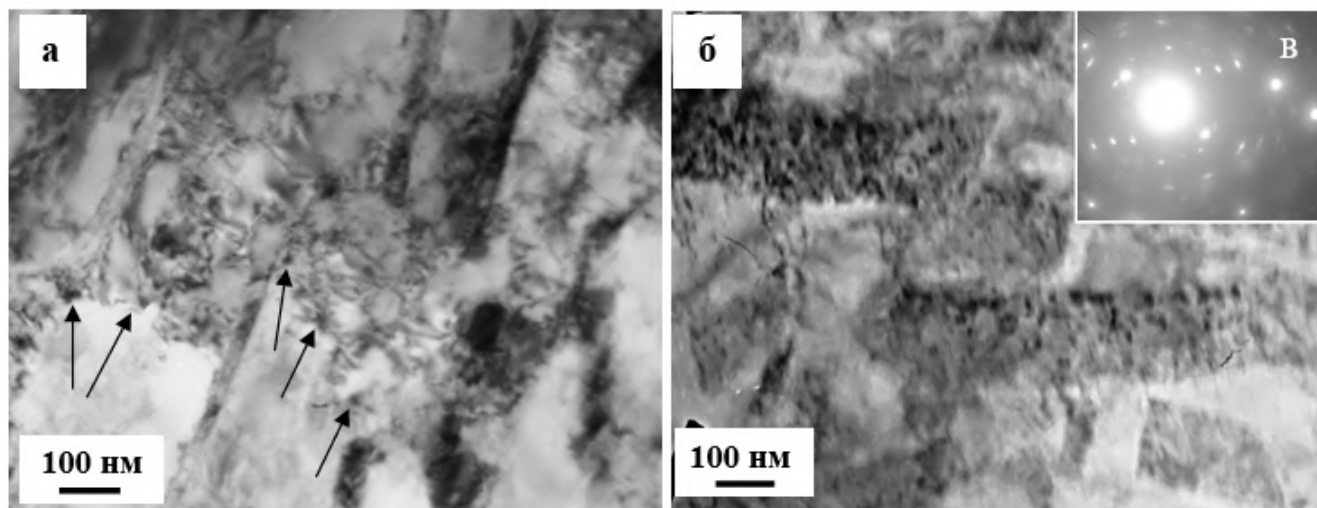


Рисунок 3.3 – Светлопольные изображения (а, б) карбидной фазы (указаны стрелками); микроэлектронограмма (в)

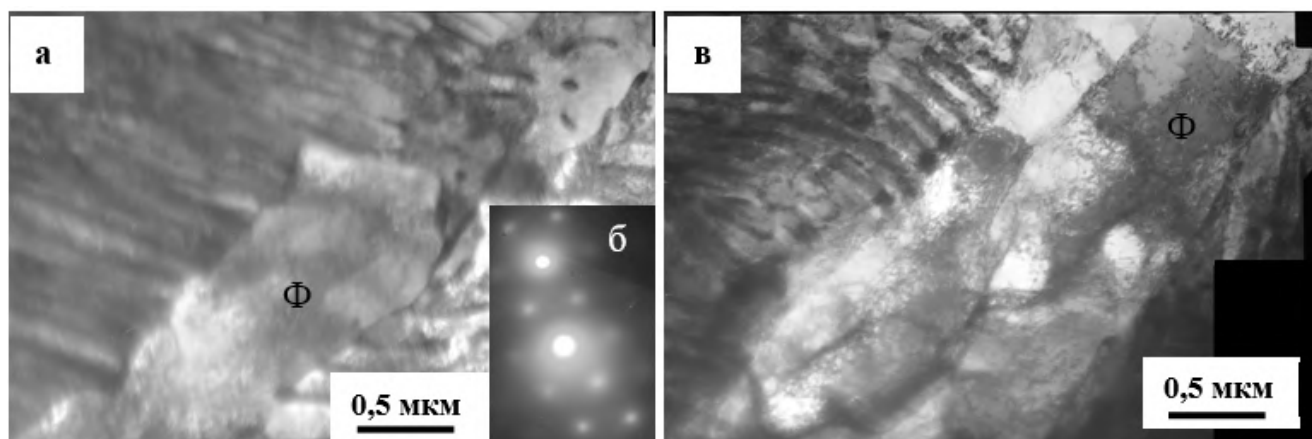


Рисунок 3.4 – Светлопольные ПЭМ изображения (а, в) структурно-свободного феррита (обозначена значком «Ф», (б) – микроэлектронограмма)

Размеры зерен структурно-свободного феррита, находящегося между зернами перлита (рисунок 3.4), изменяются от десятых долей до единиц микрометров. Выявлены несовершенства пластин цементита в пластинчатом перлите (рисунок 3.5). Из таблицы 3.3 следует, что межпластинчатое расстояние уменьшается при удалении от поверхности вглубь.

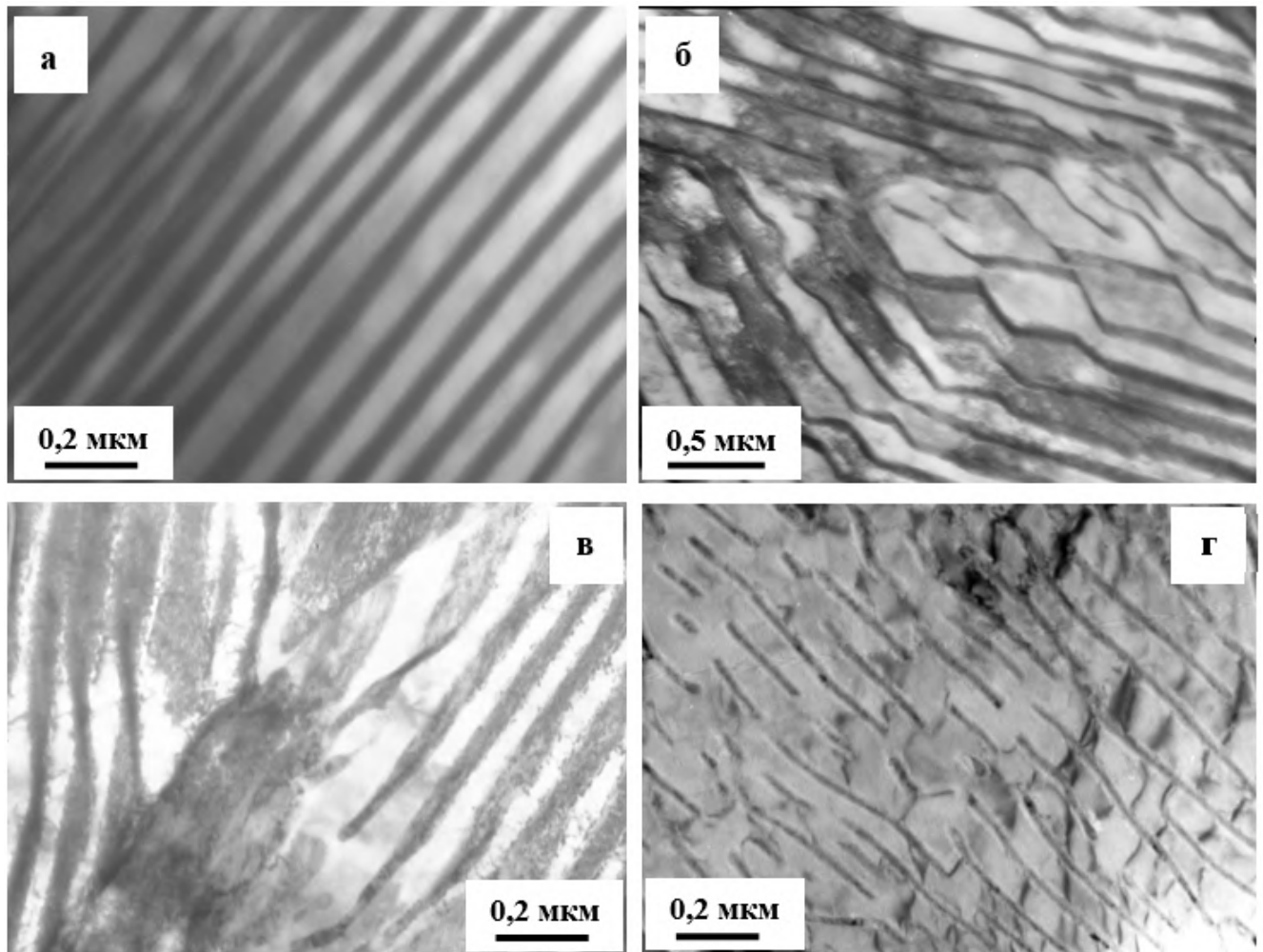


Рисунок 3.5 – ПЭМ изображение пластин цементита с дефектами

Таблица 3.3 – Изменение межпластинчатого расстояния в зависимости от глубины исследуемого слоя

Расстояние от поверхности, мм	Средние значения величины межпластинчатого расстояния (h) зерен перлита рельсов	
	h, нм (по центральной оси)	h, нм (по радиусу скругления выкружки)
0	165	190
2	120	135
10	135	125

В зернах феррито-карбидной смеси частицы цементита имеют различную форму и размеры. Они разбиты на области ~120 нм (рисунок 3.6). Азимутальная

составляющая полного угла разориентации $\Delta\alpha$ изменяется в интервале 5,1 град. до 10,0 град [135], ее среднее значение в исследуемом объеме материала (10 мм) составляет 6,3 град. (таблица 3.4).

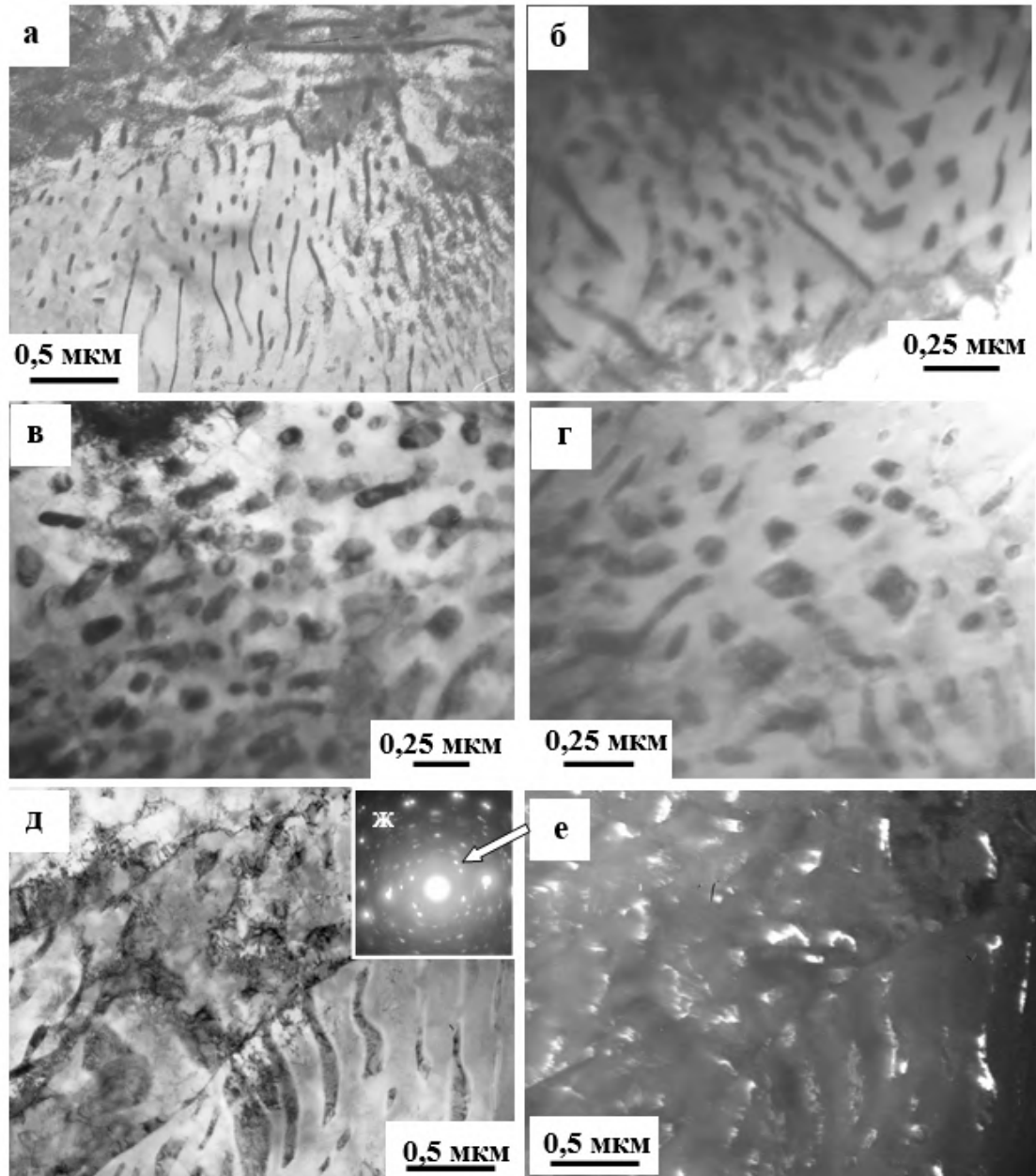


Рисунок 3.6 – Светлопольные (а-д) и темнопольные (г) изображения феррито-карбидной смеси, ж – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс $[122]\text{Fe}_3\text{C}$)

Таблица 3.4 – Азимутальная составляющая полного угла разориентации фрагментов феррито-карбидной смеси

Расстояние от поверхности, мм	$\Delta\alpha$, град. (по центральной оси)	$\Delta\alpha$, град. (по выкружке)
0	7,75	5,1
2	5,5	7,2
10	7,35	5,1

Из таблицы 3.5 и рисунка 3.6 следует увеличение объемной доли глобулярных частиц с удалением от поверхности.

Таблица 3.5 – Зависимость объемной доля глобул в зернах феррито-карбидной смеси от глубины анализируемого слоя

Расстояние от поверхности, мм	ΔV , % (по центральной оси)	ΔV , % (по радиусу скругления выкружки)
0	2	1
2	1	5,5
10	10	5,6

Была выявлена не значительная (менее 1 %) объемная доля зерен феррито-карбидной смеси с высоким уровнем разориентации ($\Delta\alpha = \sim 13$ град). Размеры фрагментов - 50 до 100 нм, а частиц глобулярного цементита 10-30 нм (рисунок 3.7, а).

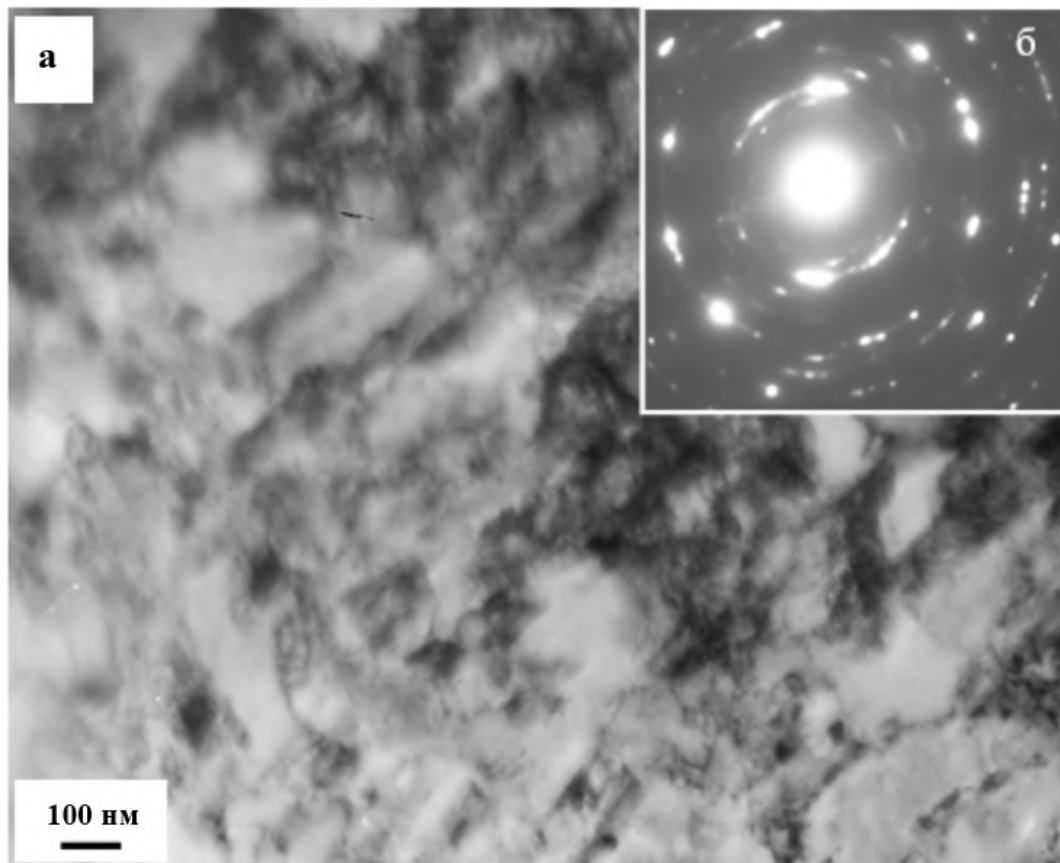
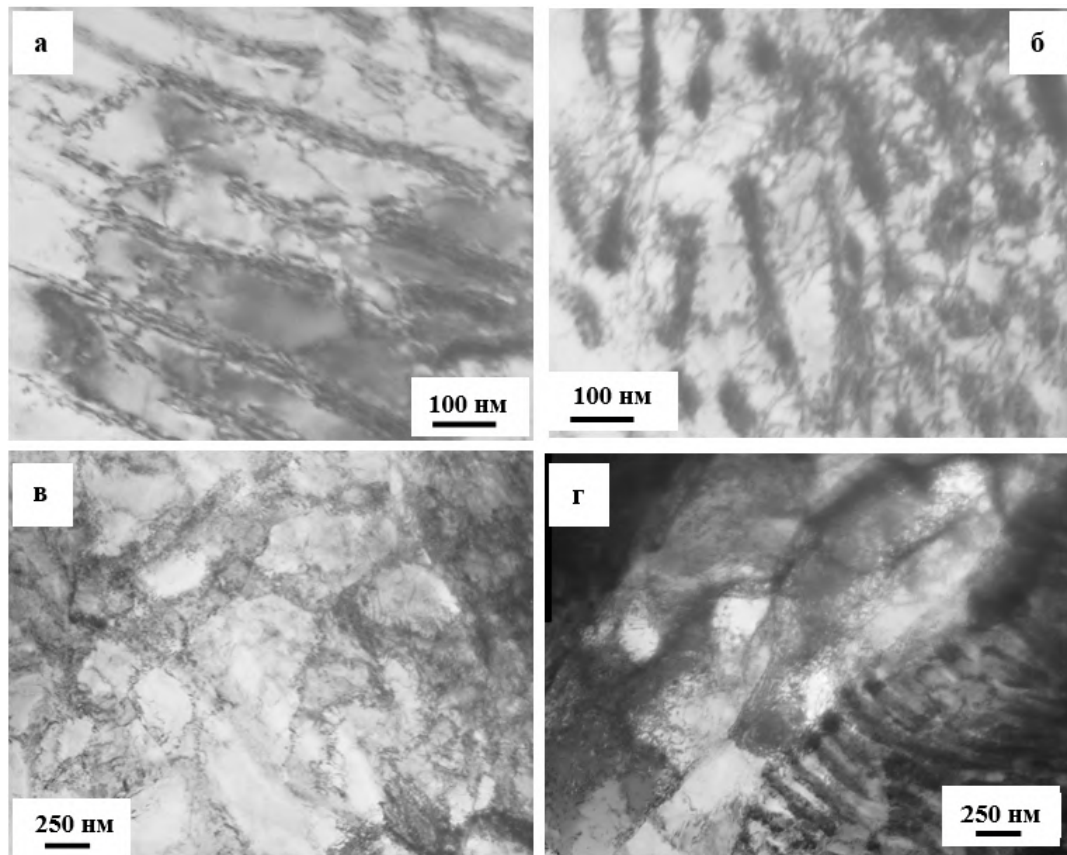


Рисунок 3.7 – Светлопольные изображения феррито-карбидной смеси (а), (б) - микроэлектронограмма

Квазиколецевой характер микроэлектронограммы (рисунок 3.7, б) подтверждает высокий уровень разориентации фрагментов. Типы дислокационных субструктур представлены на рисунке 3.8, их скалярная плотность изменяется от $2 \cdot 10^{10}$ до $8,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.



а – хаос; б – сетчатая субструктура; в – ячеистая субструктура; г – фрагментированная субструктура

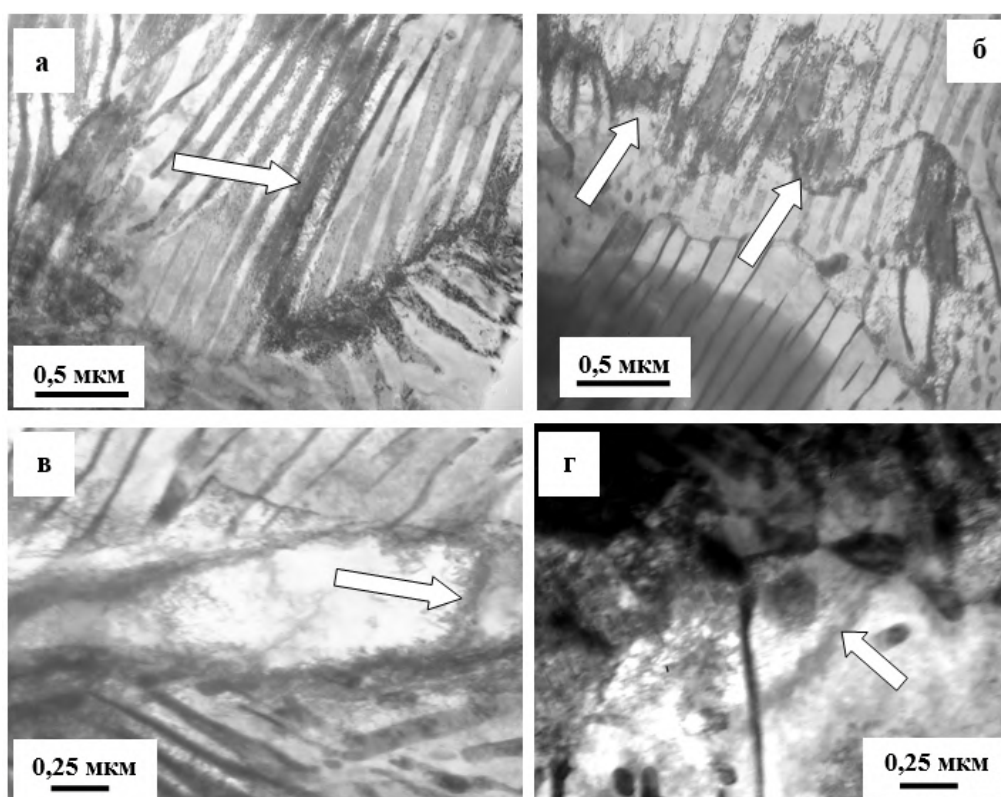
Рисунок 3.8 – Типы дислокационной субструктуры

Таблица 3.6 – Зависимость скалярная плотность дислокаций от глубины анализируемого слоя

Расстояние от поверхности, мм	По центральной оси		По радиусу скругления выкружки	
	$\rho_1, 10^{10}, \text{см}^{-2}$	$\rho_2, 10^{10}, \text{см}^{-2}$	$\rho_1, 10^{10}, \text{см}^{-2}$	$\rho_2, 10^{10}, \text{см}^{-2}$
0	4,4	5,4	4,3	5,7
2	4,0	5,5	4,3	5,3
10	4,5	4,9	4,2	4,8

Примечание: ρ_1 – скалярная плотность дислокаций в феррите; ρ_2 – в феррито-карбидной смеси.

В структуре материал выявлены изгибные контуры экстинкции, свидетельствующие о внутренних далекодействующих полях напряжений, упрочняющих материал [124, 135]. Их источниками являются внутрифазные и межфазные границы (рисунок 3.9, а-г). Если сравнить ширину изгибных контуров экстинкции в перлите (120 нм), в структурно-свободном феррите (80 нм), феррито-карбидной смеси (75 нм), вблизи частиц карбидной фазы (40-50 нм), то можно сделать заключение, что микротрещины могут быть сформированы возле частиц карбидной фазы. Это – опасные места при эксплуатации рельсов.



а, б – граница раздела зерен перлита; в – граница раздела перлита и феррита; г – область возле частиц цементита

Рисунок 3.9 – ПЭМ изображения экстинкционных контуров (указаны стрелками)

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3

В результате дифференцированной закалки выявлены следующие морфологические составляющие структуры: пластинчатый перлит, феррито-

карбидная смесь и структурно-свободный феррит. Проведен количественный анализ с установлением параметров, характеризующих структурное состояние. Показано, что объемная доля структурно-свободного феррита и феррито-карбидной смеси уменьшается по мере удаления от поверхности охлаждения.

4.1. Методы оценки качества длинномерных закаленных рельсов

Таблица 4.1 – Механические свойства рельсовой стали Э76ХФ

№ образца	Предел		Относительно е удлинение, δ	Относительно е сужение, ψ	Ударная вязкость, КСУ, при температур е	
	Текучести , σт	Прочности , σв			+20 °C	- 60°C*
	МПа				%	
1	820	1270	11,5	40	34	16*
Требовани я ГОСТ Р 51685- 2013	Не менее					
	800	1180	9,0	25,0	15,0	15,0*

Таблица 4.2 – Значения твердости рельсов ДТ350

Материал	Твёрдость, НВ							
	На поверхности катания головки	По сечению головки				В шейке	В	
		10 мм			22 мм		подошве	
		Выкружка левая	Центр	Выкружка правая			1	2
Рельс ДТ350	395	363	375	363	354	331	339	343
Требования ГОСТ Р 51685-2013	352-405	Не менее				Не более		
		341			321	341	363	

Макроструктура металла рельсов (рисунок 4.1) соответствует ГОСТ Р 51685-2013.

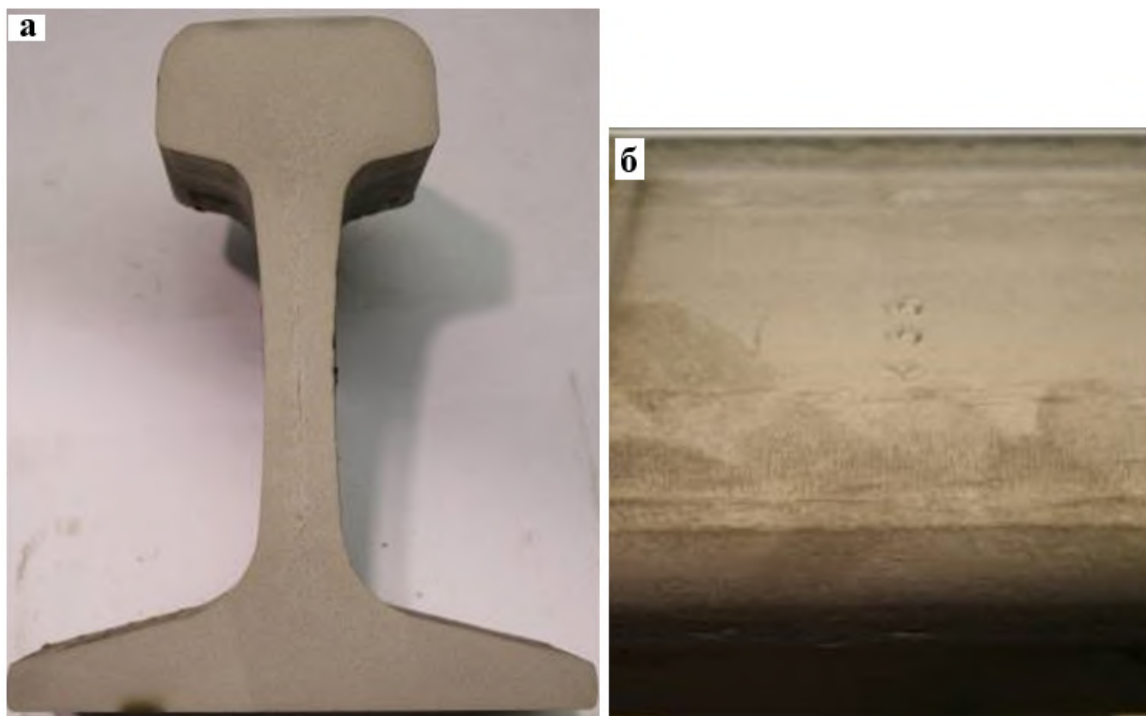


Рисунок 4.1 – Макроструктура металла дифференцированно термоупрочненных рельсов после эксплуатации

На рабочей выкружке головки выявлен спływ металла (рисунок 4.2).

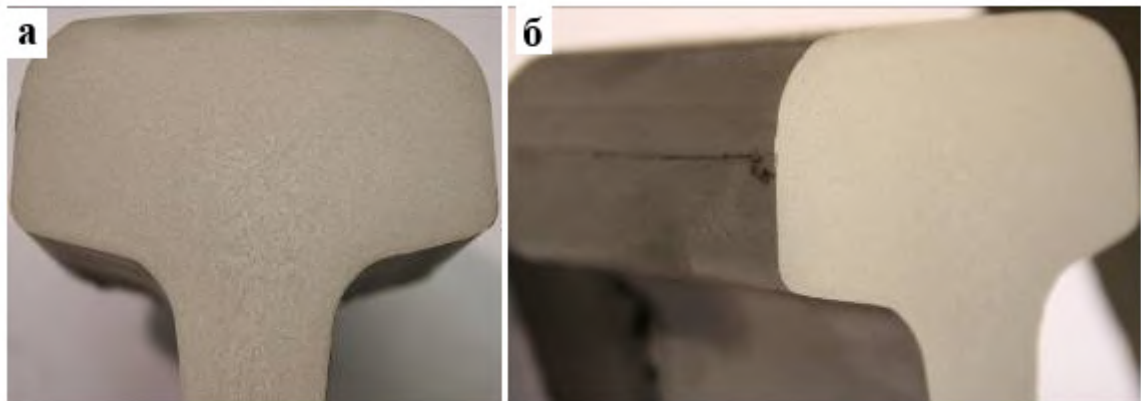


Рисунок 4.2 – Макроструктура рабочей выкружки рельсов

При контактно-усталостном нагружении рельсов на глубине до 140 мкм формируются трещины (рисунок 4.3), расстояние между которыми составляет до 1 мм (рисунок 4.4).

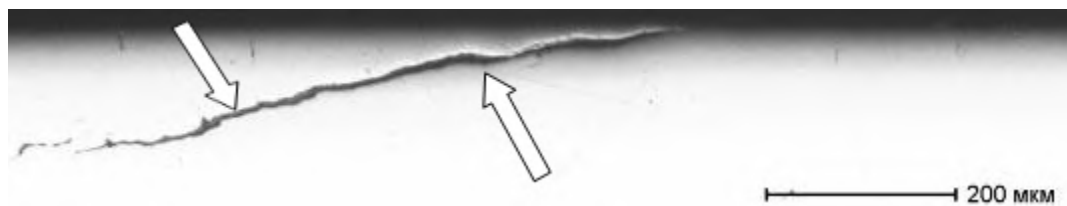


Рисунок 4.3 – Протяженные трещины на поверхности

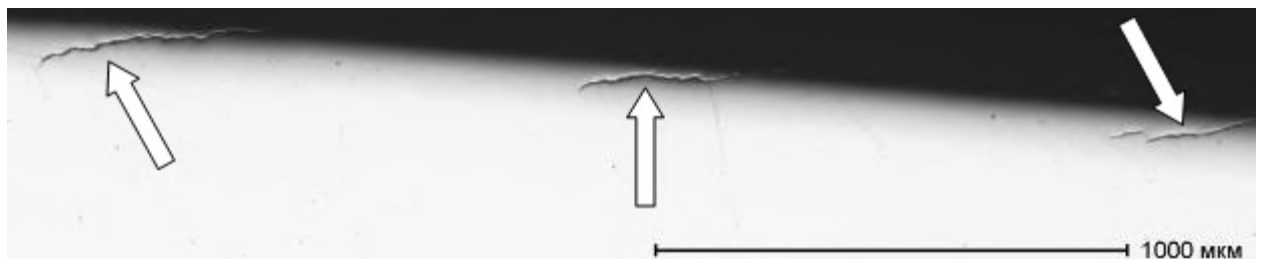


Рисунок 4.4 – Поверхностные трещины (указаны стрелками) в рельсах после эксплуатации

На рисунке 4.5 приведена микроструктура обезуглероженного слоя толщиной менее 250 мкм.

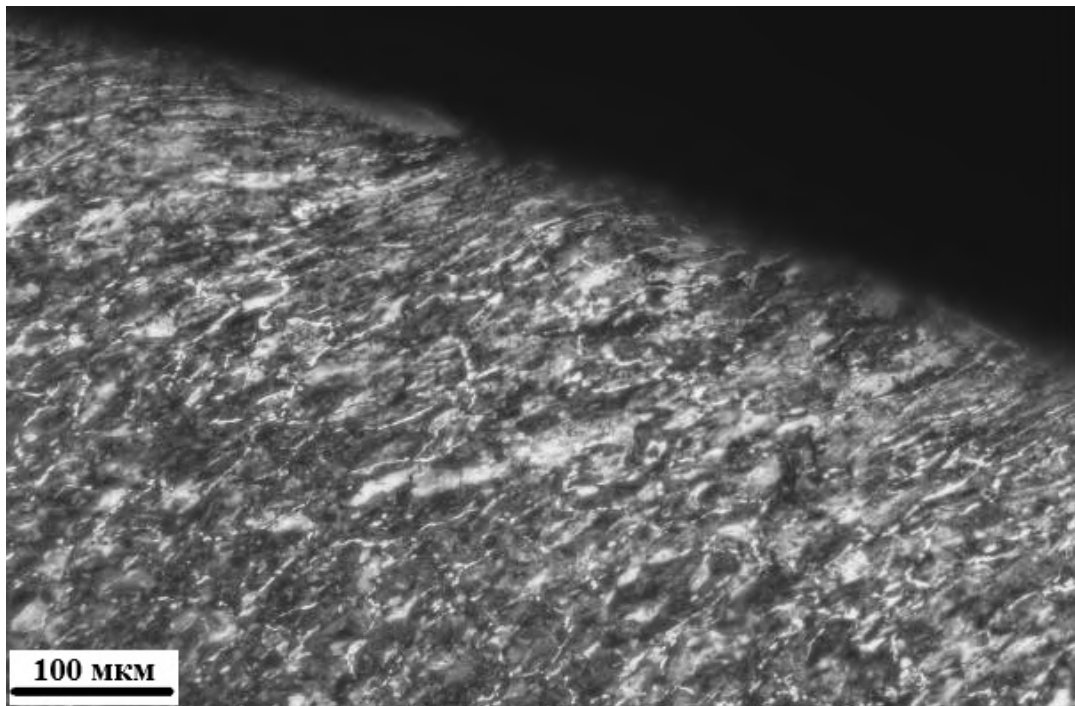


Рисунок 4.5 – Микроструктура сетки феррита

Ниже на рисунке 4.6 приведена структура поверхности катания.

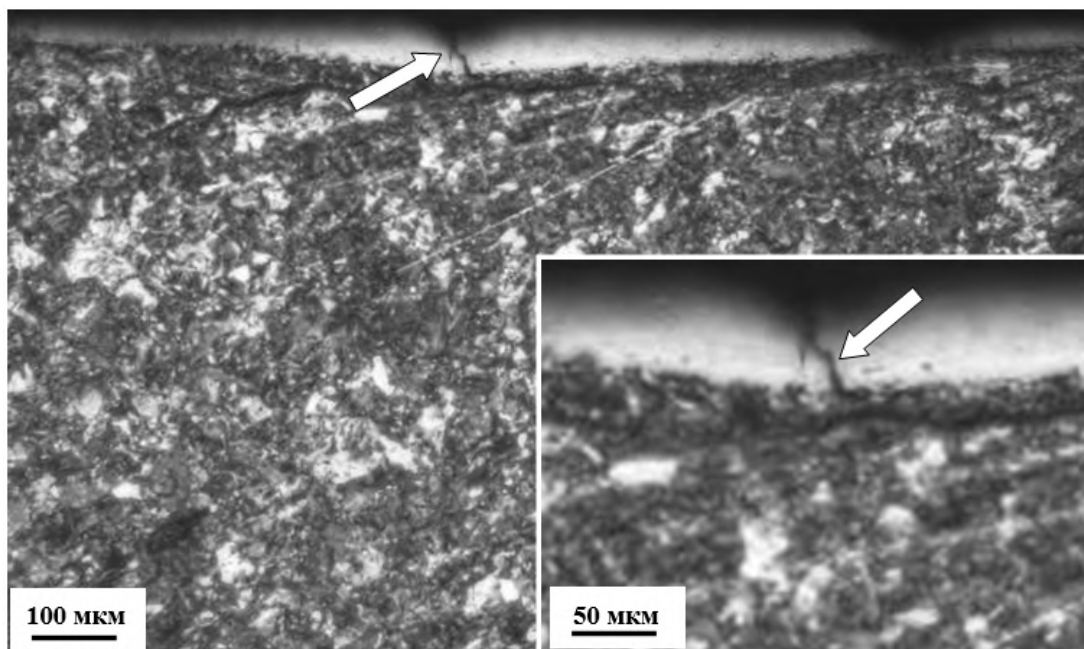


Рисунок 4.6 – Микротрещина (указана стрелкой) в микроструктуре поверхности катания

Типичные изображения структуры рельсов после эксплуатации в слоях на расстоянии 2, 10 и 22 мм приведены на рисунках 4.7 – 4.10, а общий вид зеренной структуры на рисунке 4.10.

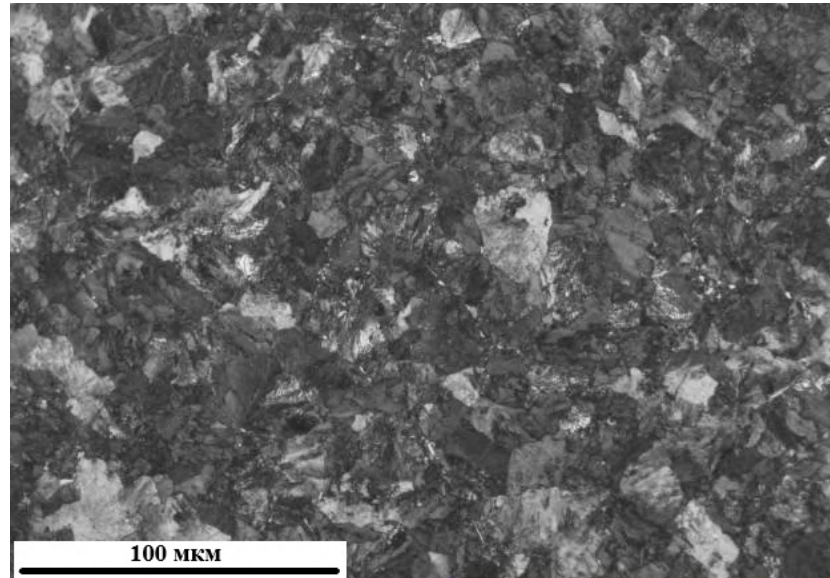


Рисунок 4.7 – Микроструктура на глубине 2 мм

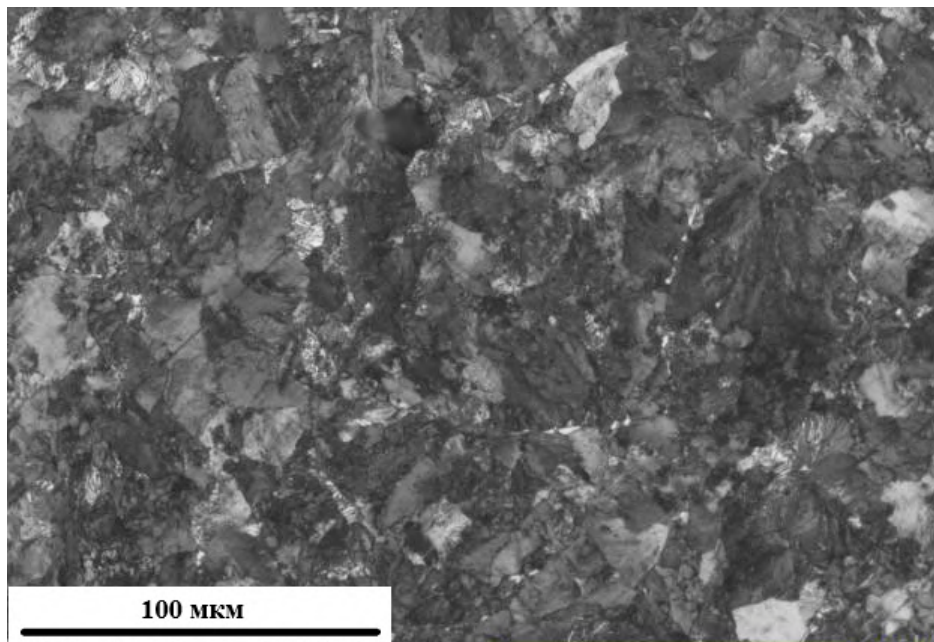


Рисунок 4.8 – Микроструктура на глубине 10 мм

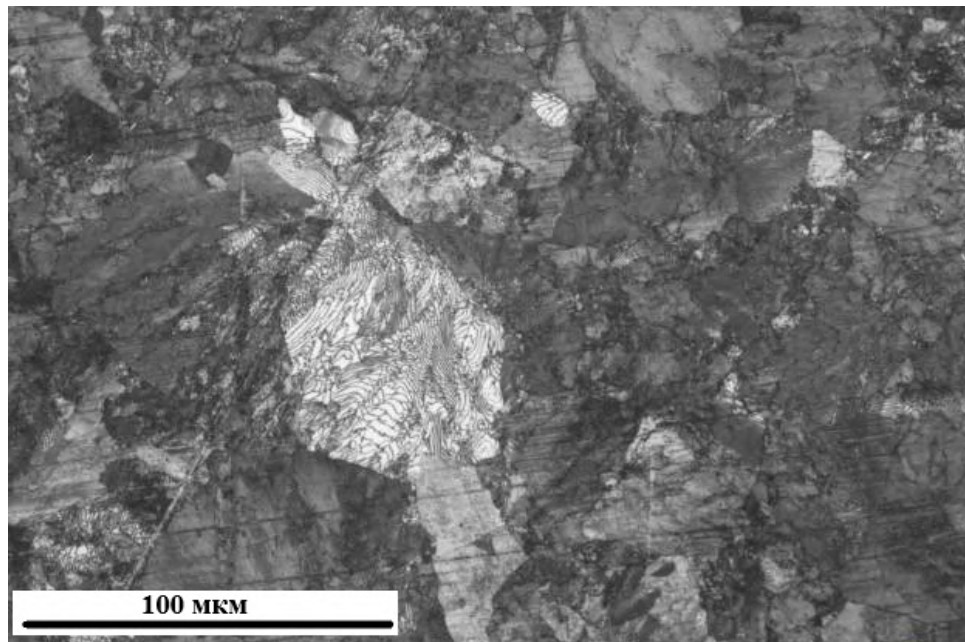


Рисунок 4.9 – Микроструктура на глубине 22 мм

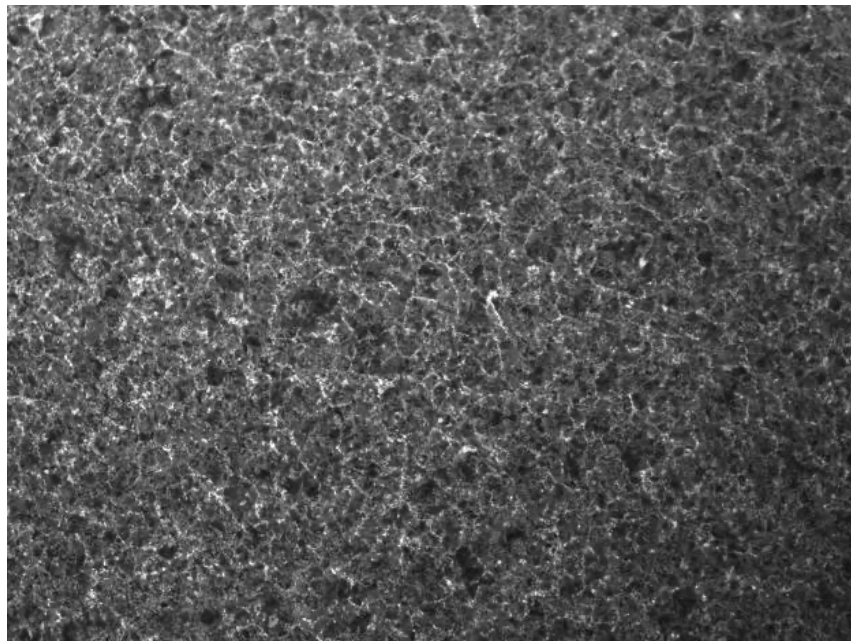


Рисунок 4.10 – Зеренная структура рельсов (x100)

4.2. Изменение структуры рельсов при эксплуатации

На рисунке 4.11 [143-147] представлено характерное изображение перлита пластинчатой морфологии.

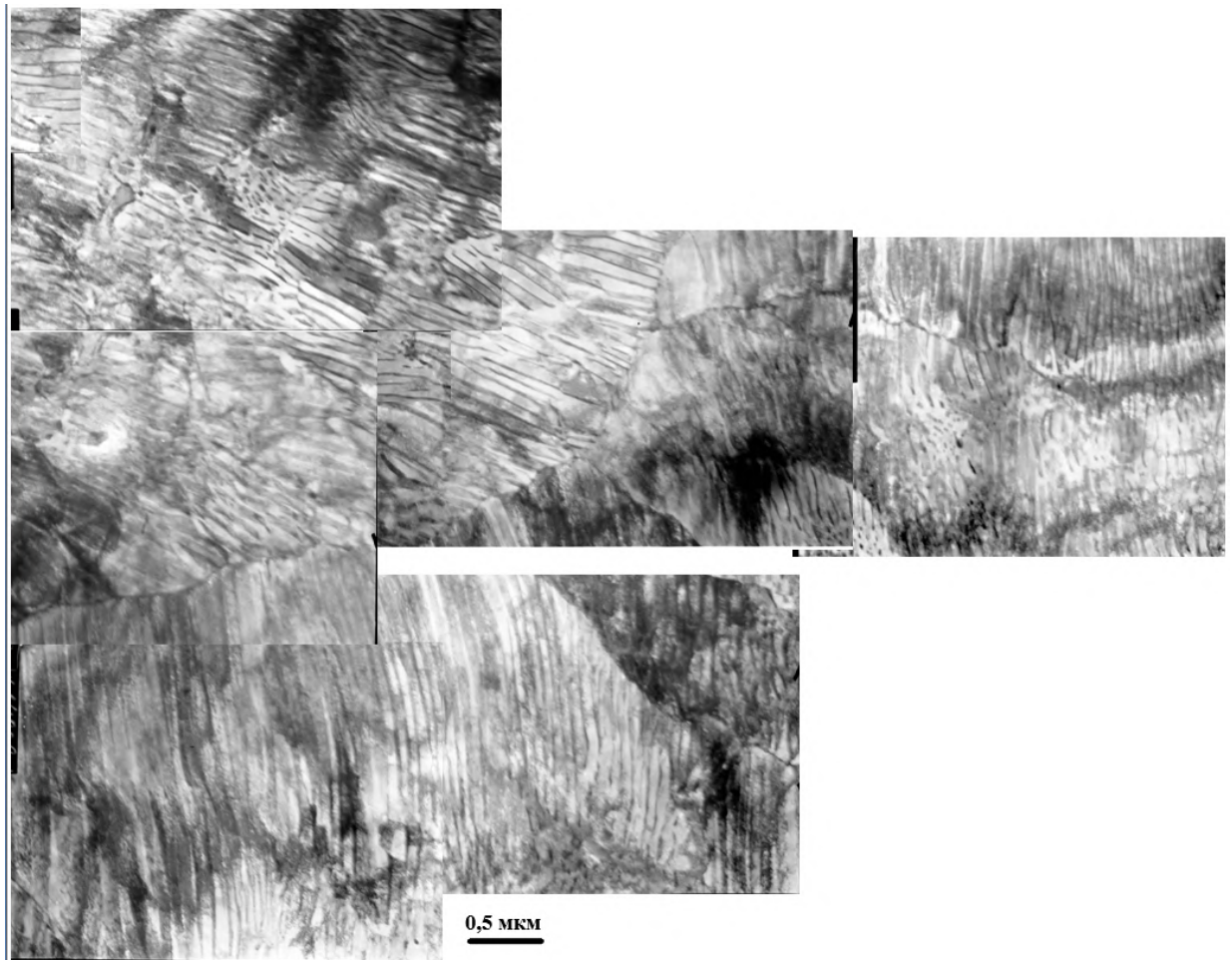


Рисунок 4.11 – Структура пластинчатого перлита (слой 10 мм по центральной оси)

Как уже отмечалось ранее выявлены дефекты пластинчатого перлита в виде «ребенки» (рисунок 4.12, а) и ферритных мостиков (рисунок 4.12, б) [121, 124, 148].

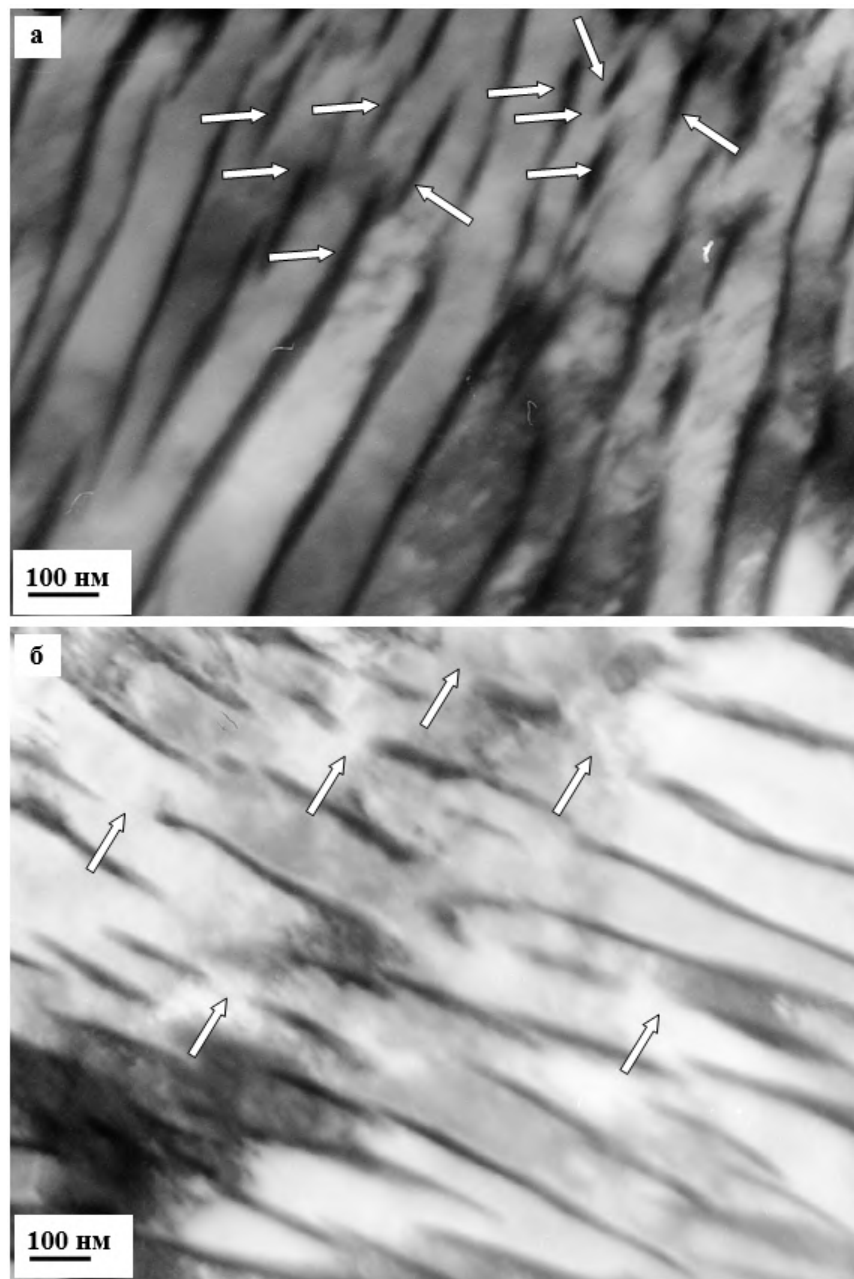


Рисунок 4.12 – Дефекты пластинчатого перлита. а – гребенки; б – ферритные мостики

Выявлены также искривленные пластины цементита (рисунок 4.13, а) и имеющие изменяющуюся толщину (рисунок 4.13, б).

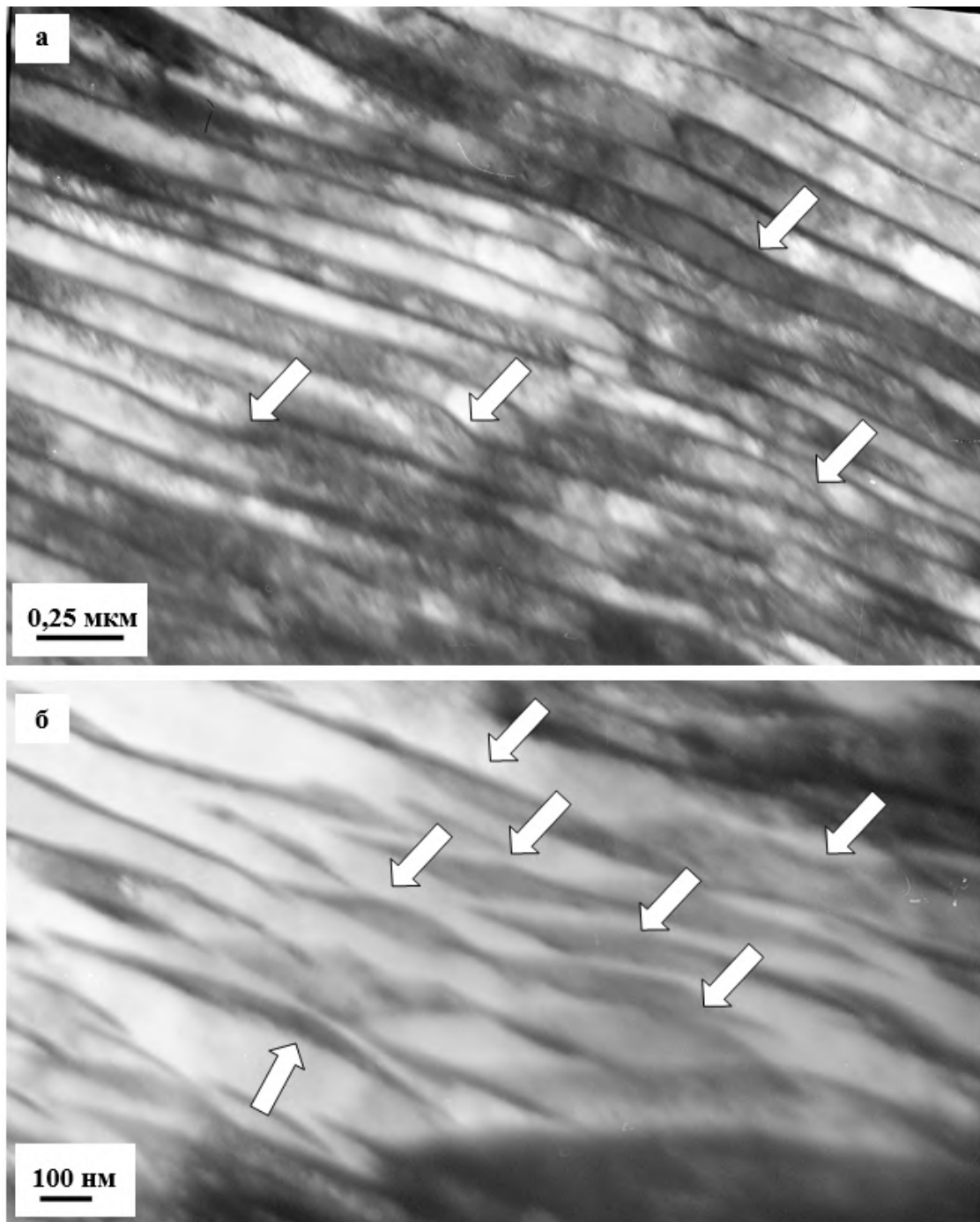


Рисунок 4.13 – ПЭМ изображение пластин цементита (а – искривленные пластины; б – цементита переменной толщины)

На рисунке 4.14 представлены сросшиеся пластины цементита.

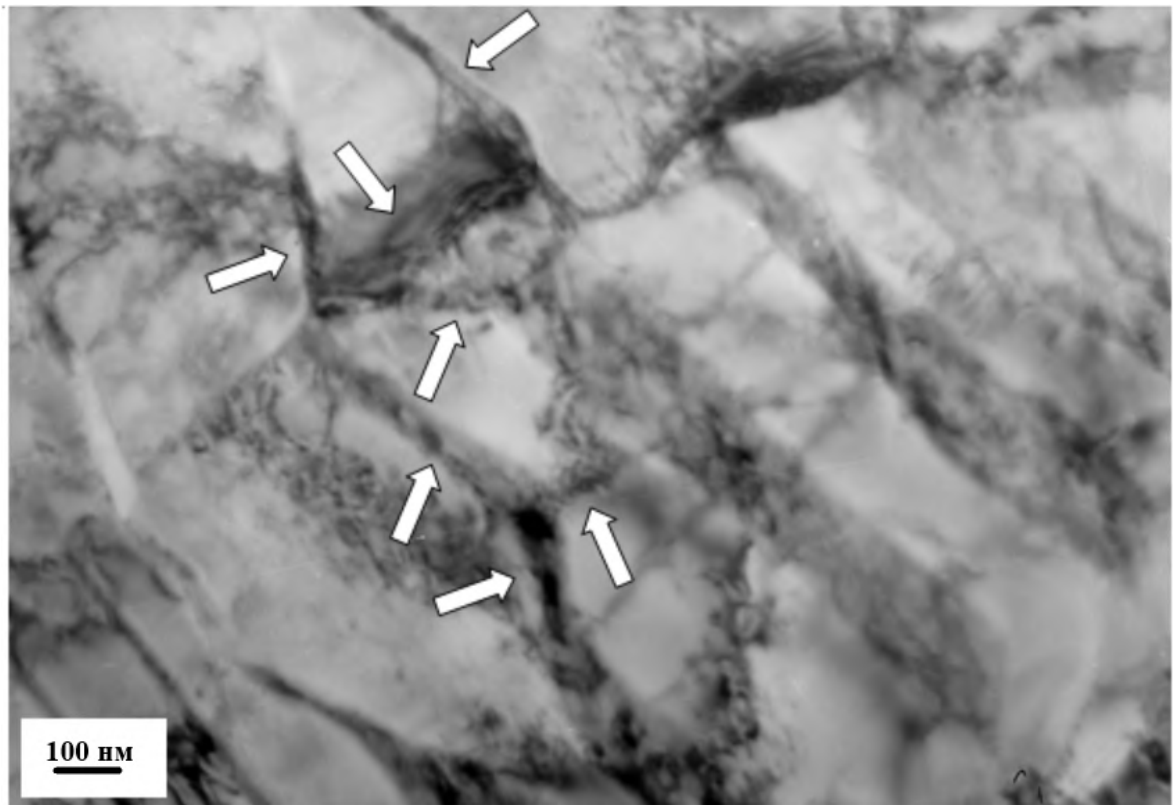


Рисунок 4.14 – ПЭМ изображение сросшихся пластин цементита

Наличие светлого и серого контраста ферритных пластин говорит о том, что они разделены на слабо разориентированные области (рисунок 4.15). Методами темнопольного анализа (рисунок 4.16) показано, что размеры продольных и поперечных областей разориентации одинаковые и составляют 200-250 нм.

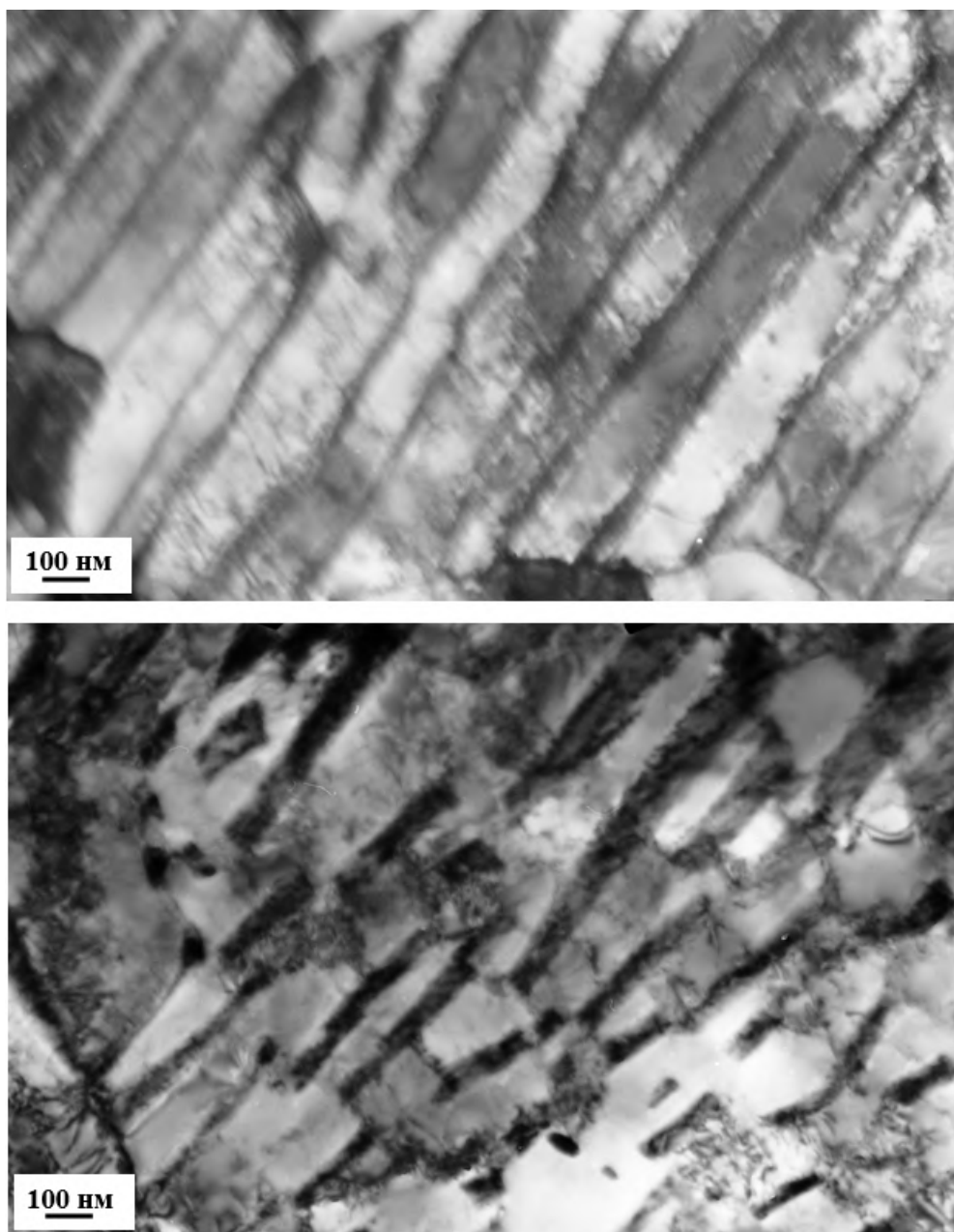
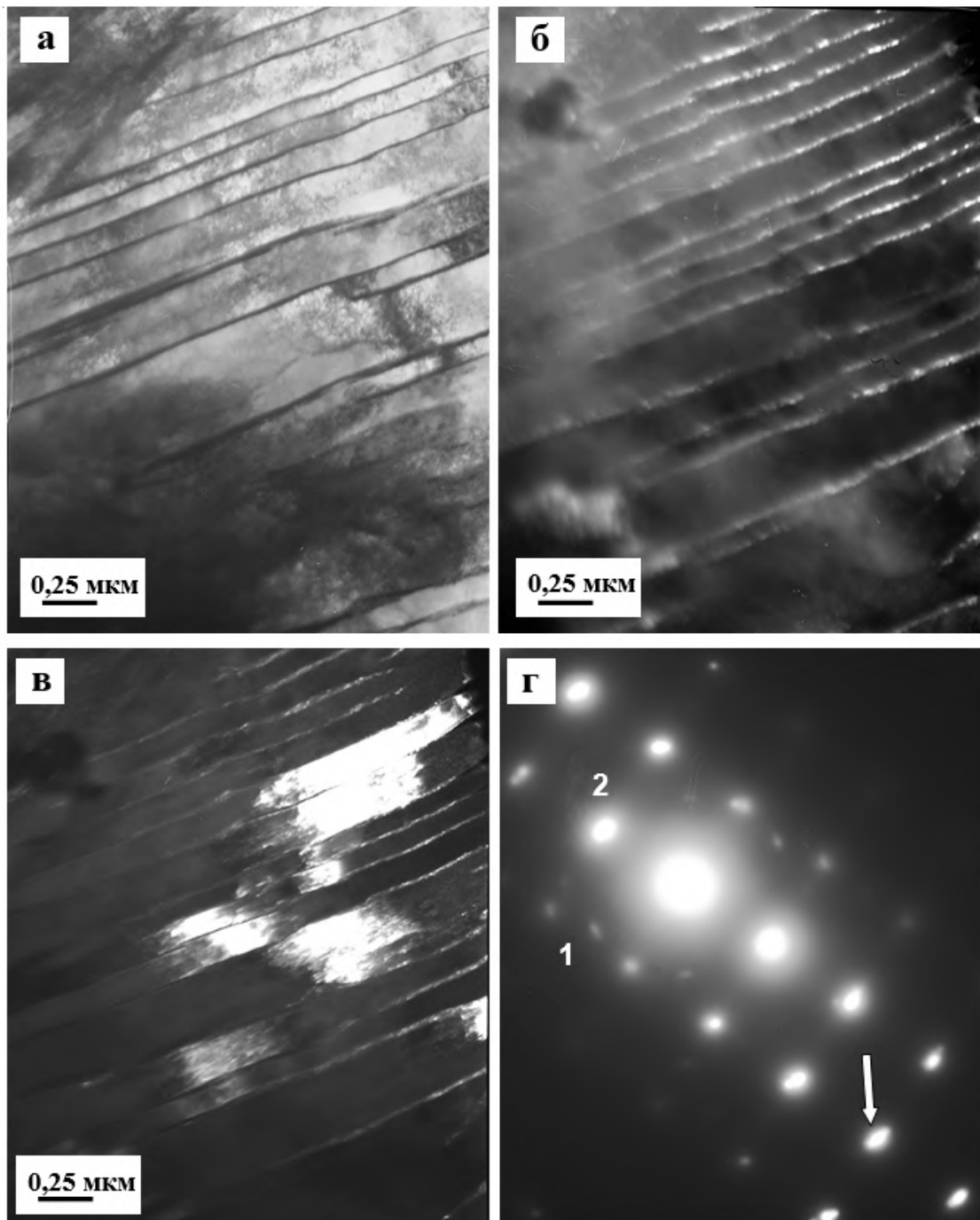


Рисунок 4.15 – Светлый и серый контраст ферритной составляющей перлита



а – светлопольное изображение; б, в – темнопольные изображения;

г – микроэлектронограммы, рефлексы: 1 для (б), 2 – для (в)

Рисунок 4.16 – ПЭМ изображение слабо разориентированных областей феррита

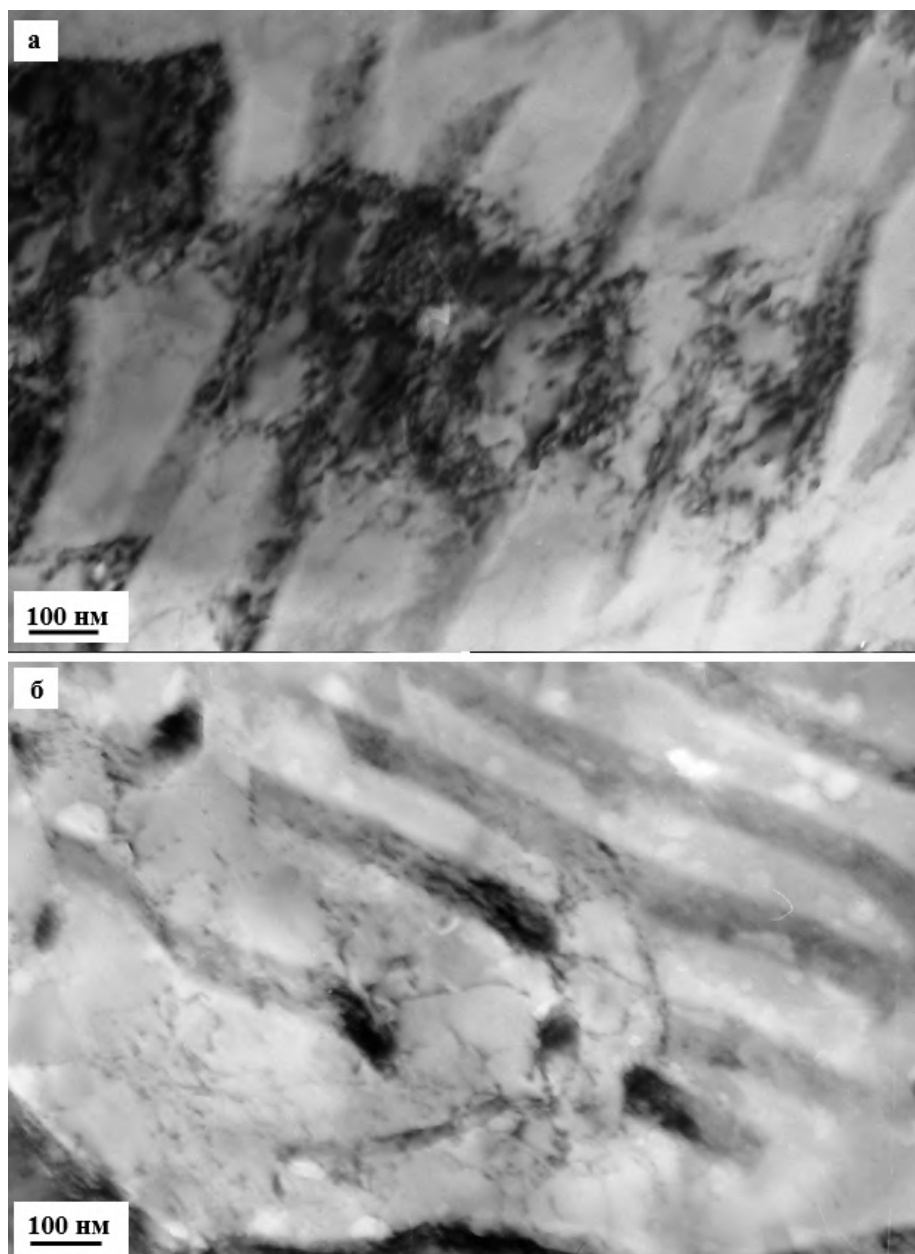


Рисунок 4.17 – ПЭМ изображение типов дислокационной субструктуры

Была выявлена дислокационная субструктура в виде сеток (рисунок 4.17, а) и хаоса (рисунок 4.17, б) [116, 126, 128, 131, 132].

Выявленные изгибные экстинкционные контуры зерен перлита [110, 111] приведены на рисунке 4.18. Установлено, что источниками изгибных экстинкционных контуров, как и в исходном после дифференцированной закалки рельсов состоянии являются внутрифазные и межфазные границы (рисунок 4.18, а-г).

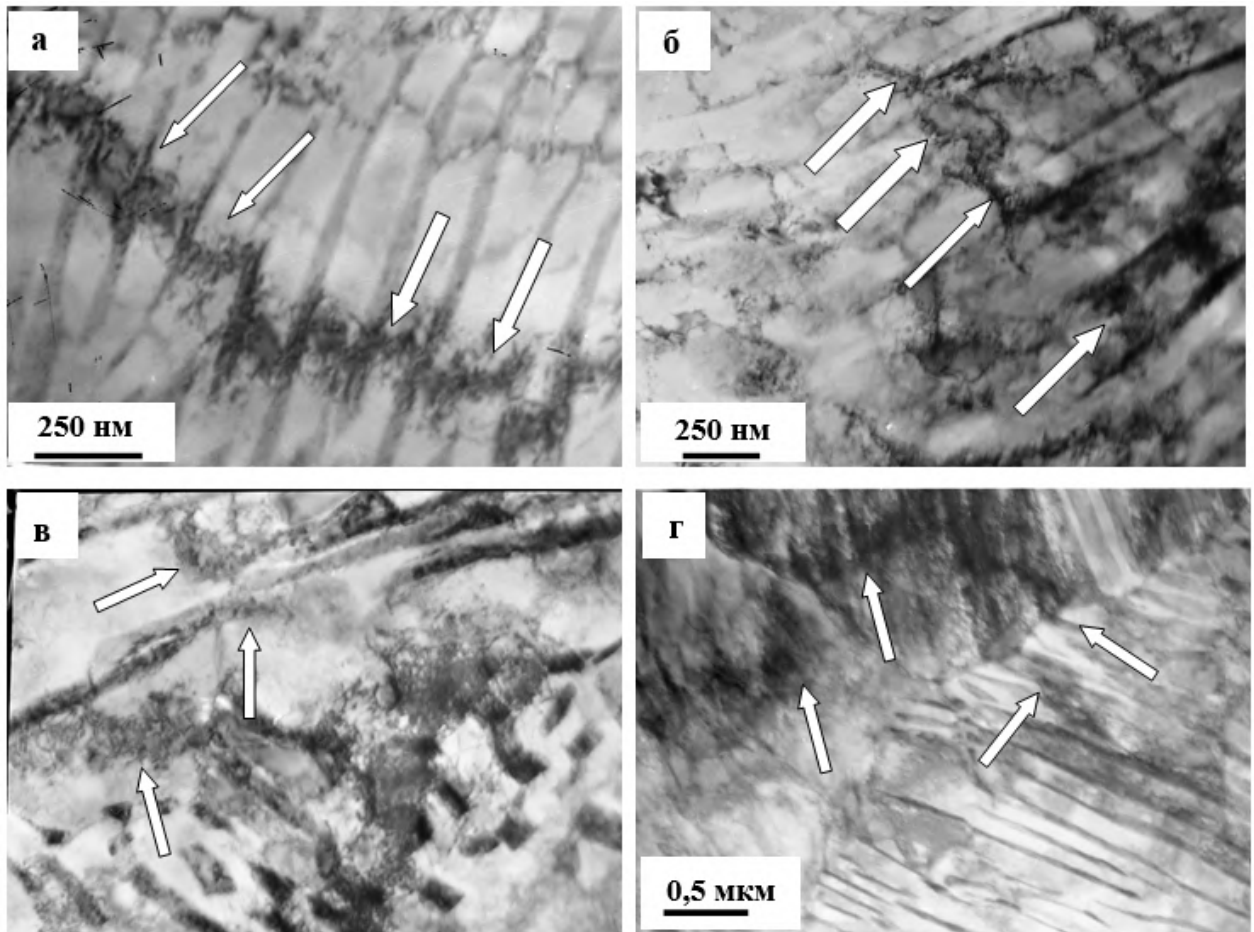


Рисунок 4.18 – ПОМ изображение контуров экстинкции (указаны стрелками)

Обычно зерна феррита находятся вдоль границ зерен перлита (рисунок 4.19) или в стыках (рисунок 4.20).

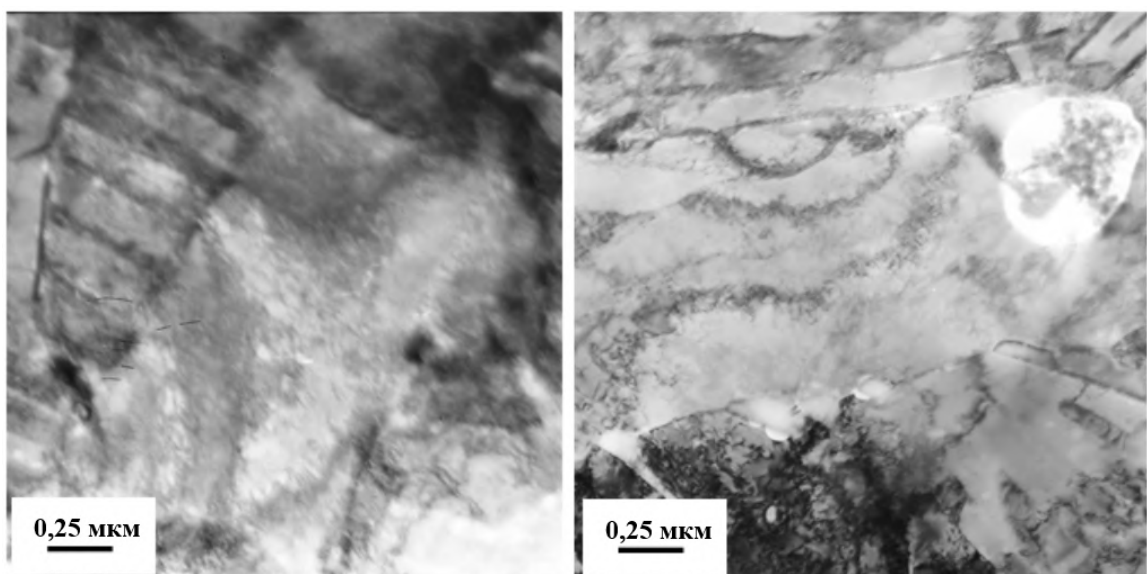


Рисунок 4.19 – ПОМ изображение структурно-свободного феррита

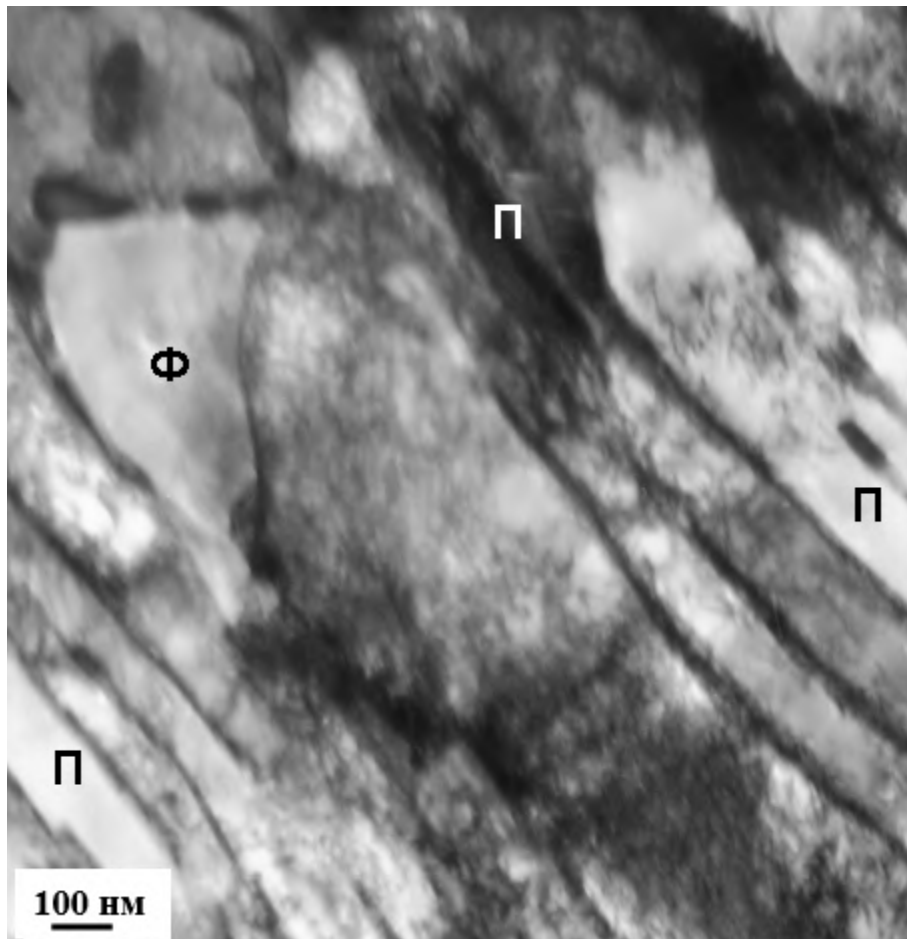


Рисунок 4.20 – ПЭМ изображение структурно-свободного феррита
(Ф – феррит, П – перлит)

На рисунках 4.19-4.21 видны изгибные контуры экстинкции.

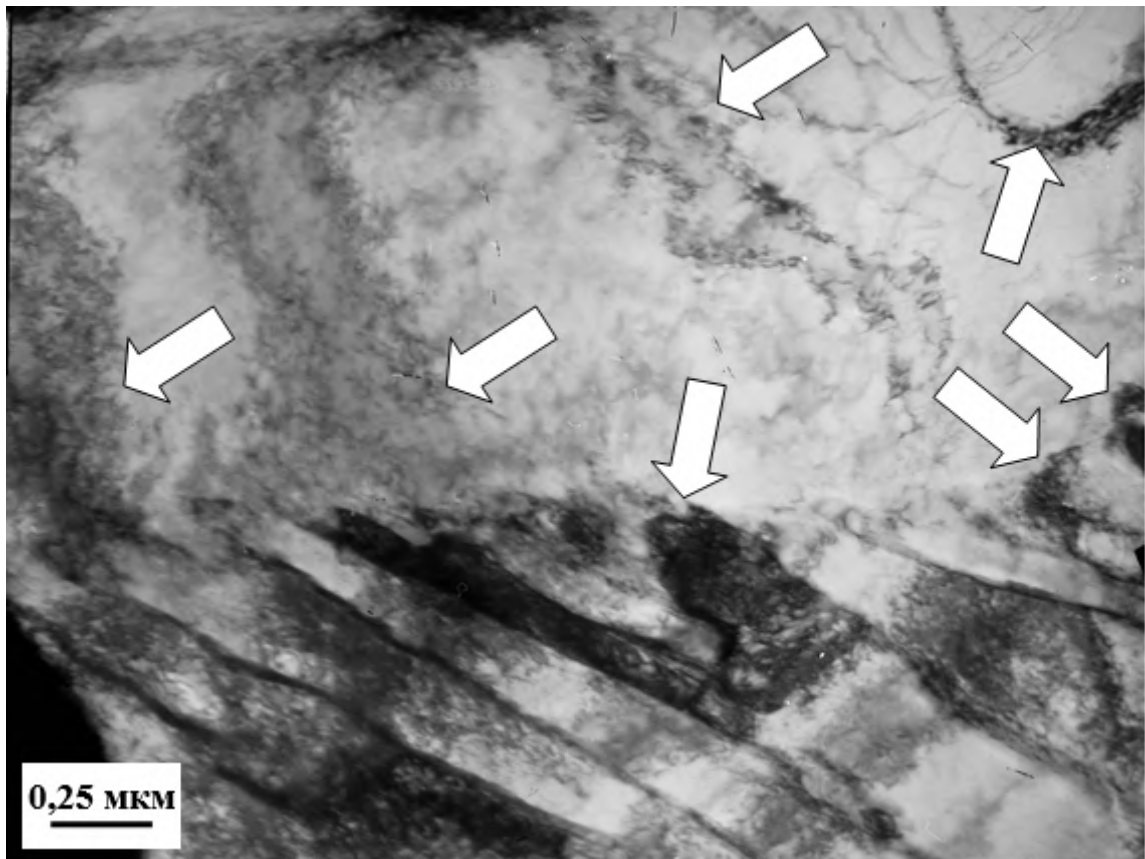


Рисунок 4.21 – ПЭМ изображение экстинкционных контуров

Плотность дислокаций сетчатой субструктуры, как основного типа в объеме зерен ниже, чем у границ (рисунок 4.22). Ее среднее значение изменяется в пределах $(1,5-3,5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [143, 145].

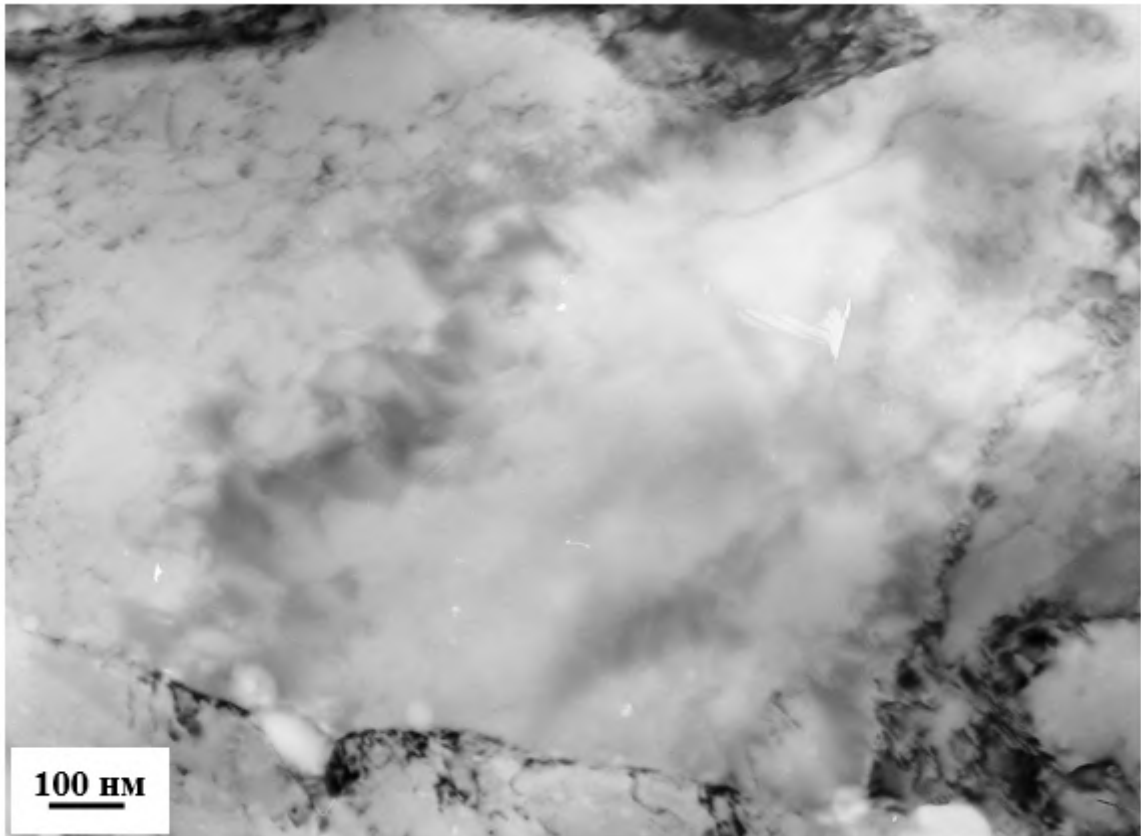
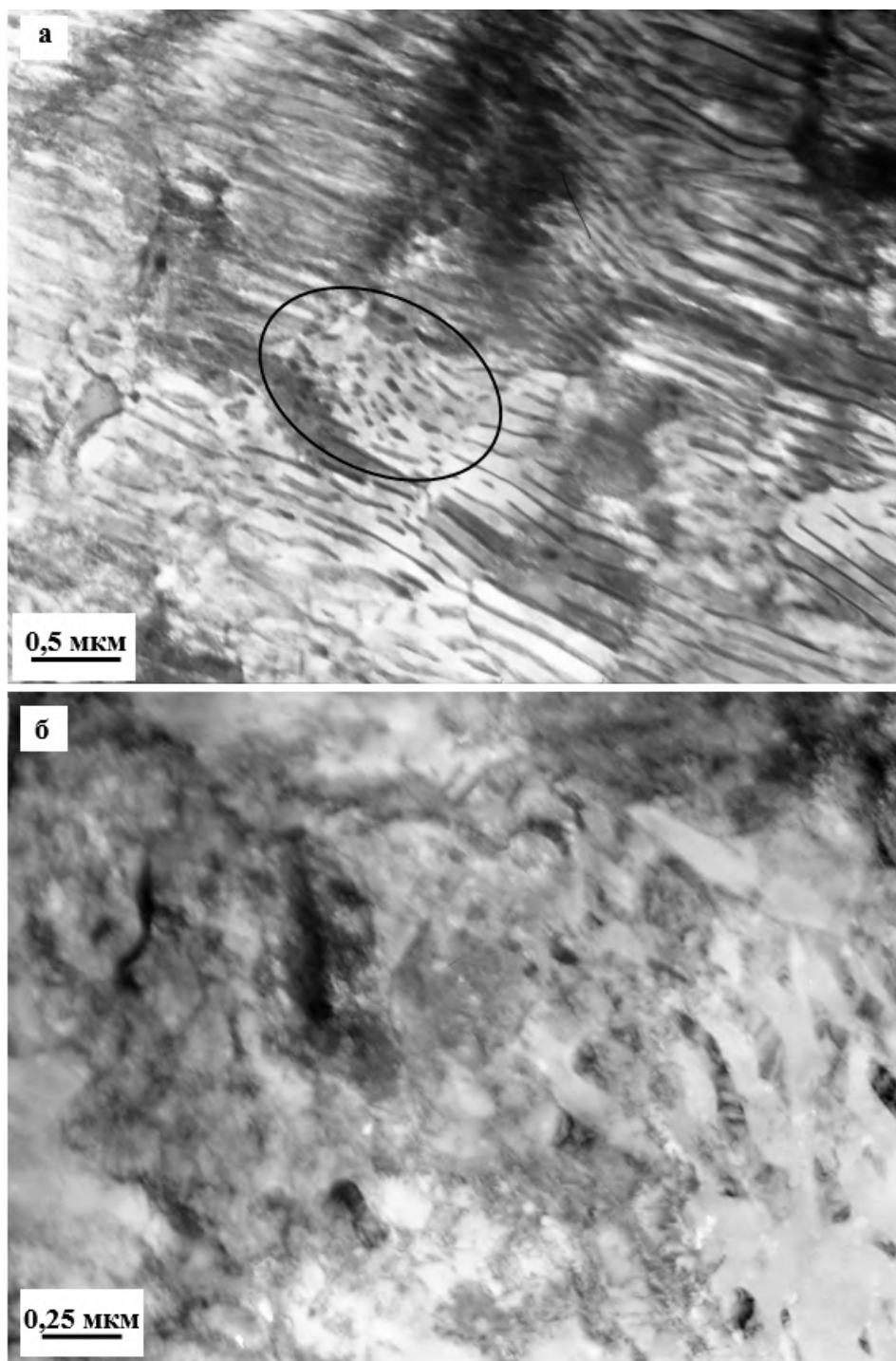


Рисунок 4.22 – ПЭМ изображение основного (сетчатой) типа дислокационной субструктуры

Зерна феррито-карбидной смеси (рисунок 4.23) находятся между зернами перлита. Размеры частиц цементита не превышают 100 нм (рисунок 4.23, б; рисунок 4.24).



на (а) зерно выделено овалом; на (б) его дефектная субструктура

Рисунок 4.23 – Зерна феррито-карбидной смеси

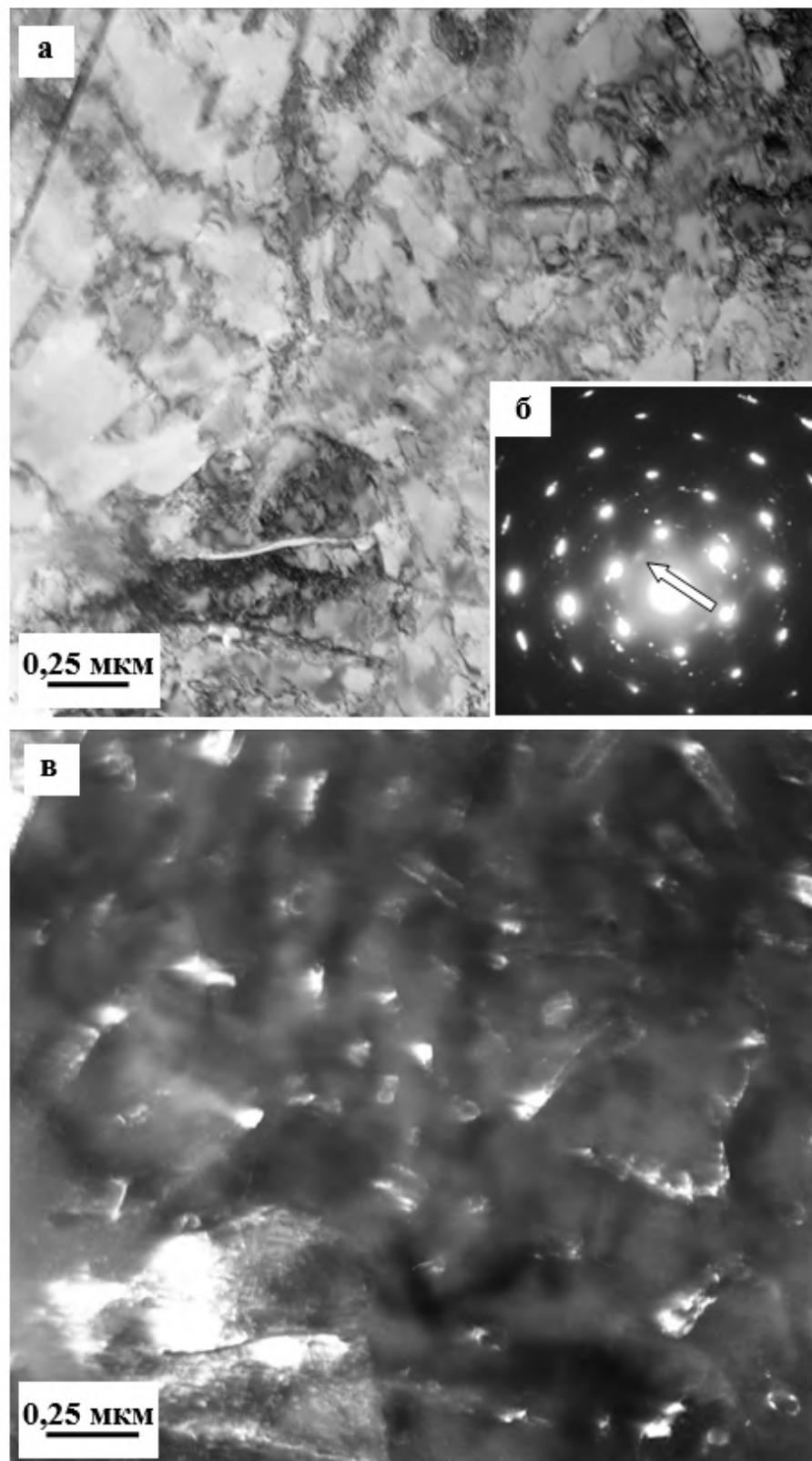


Рисунок 4.24 – Светлопольное (а) и темнопольное (в) ПЭМ изображение феррито-карбидной смеси (б – микроэлектронограмма, рефлекс $[201]F_3C$)

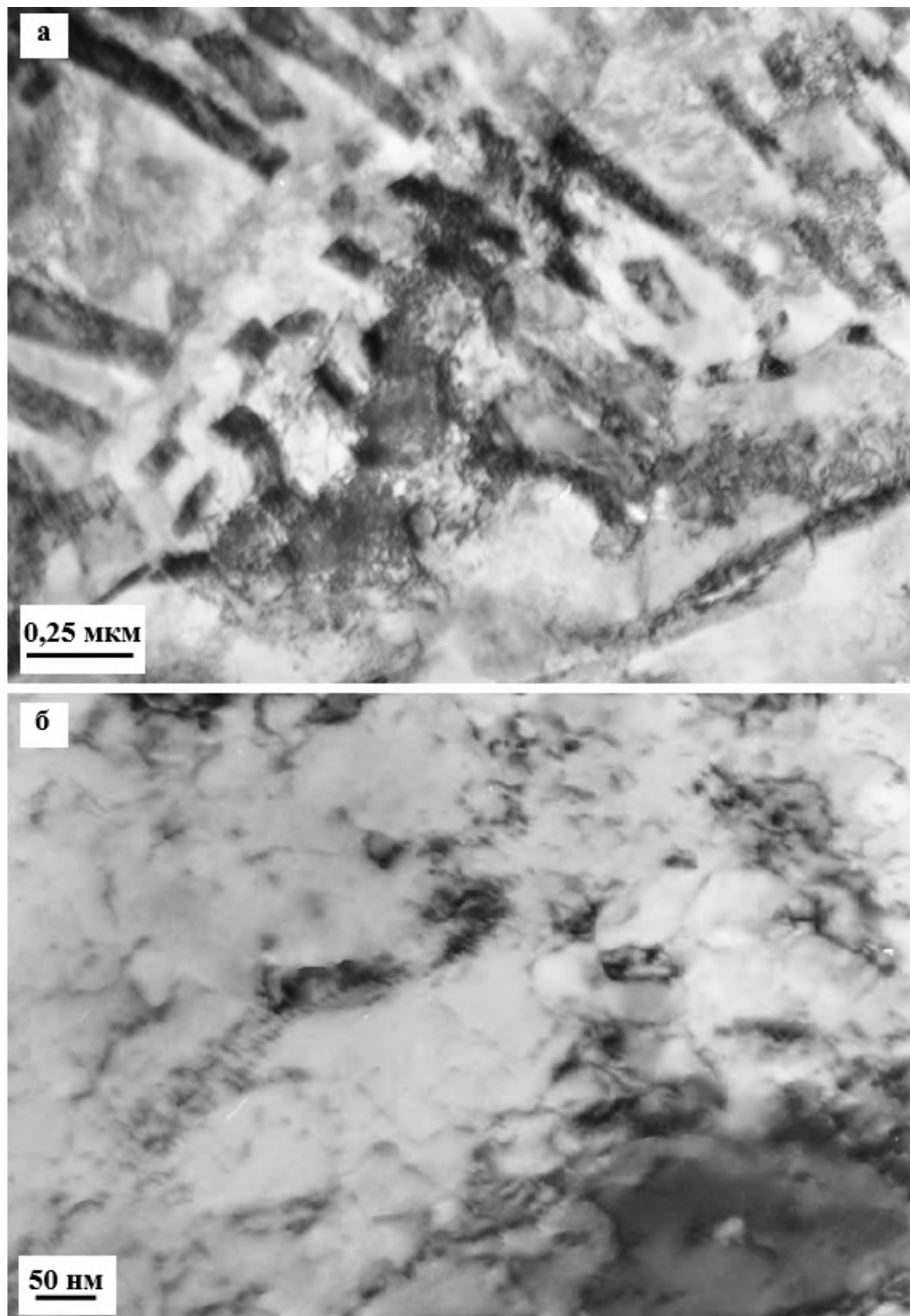


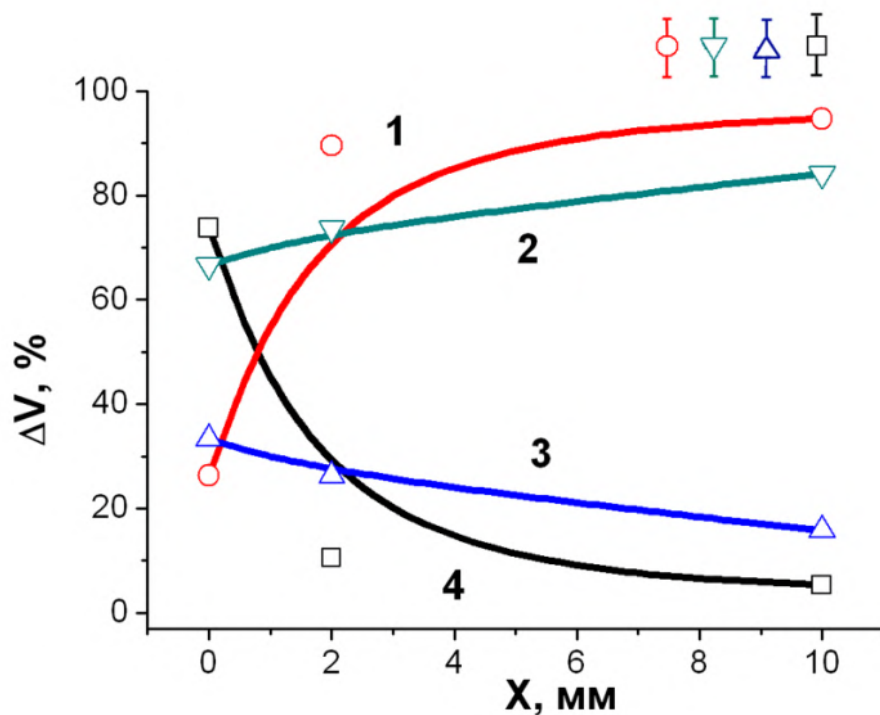
Рисунок 4.25 – Типы дислокационной субструктуры

Скалярная плотность сетчатой (рисунок 4.25, а) и хаотической (рисунок 4.25, б) дислокационной субструктуры равна $3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. На электронно-микроскопических изображениях этой морфологической составляющей также видны изгибные контуры экстинкции (рисунок 4.23 - рисунок 4.25). Согласно

данным ПЭМ, анализ в головки рельсов ее структура является морфологически разнообразной [133].

4.3. Формирование градиентов структуры и фазового состава рельсов

Как уже ранее отмечалось, незначительный пропущенный тоннаж (691,8 млн тонн) сопровождается преобразованием структуры, основным видом которого являются разрушение цементита [119, 134-138]. Изменение объемных долей разрушенного и не разрушенного перлита по разным направлениям в головки рельсов разнопланово (рисунок 4.26).



1 и 4 – центральная ось; 2, 3 – радиус выкружки

Рисунок 4.26 – Зависимость объемной доли не разрушенного перлита (1, 2) и разрушенного (3, 4) от расстояния

Вид структуры разрушенного перлита представлены на рисунке 4.27.

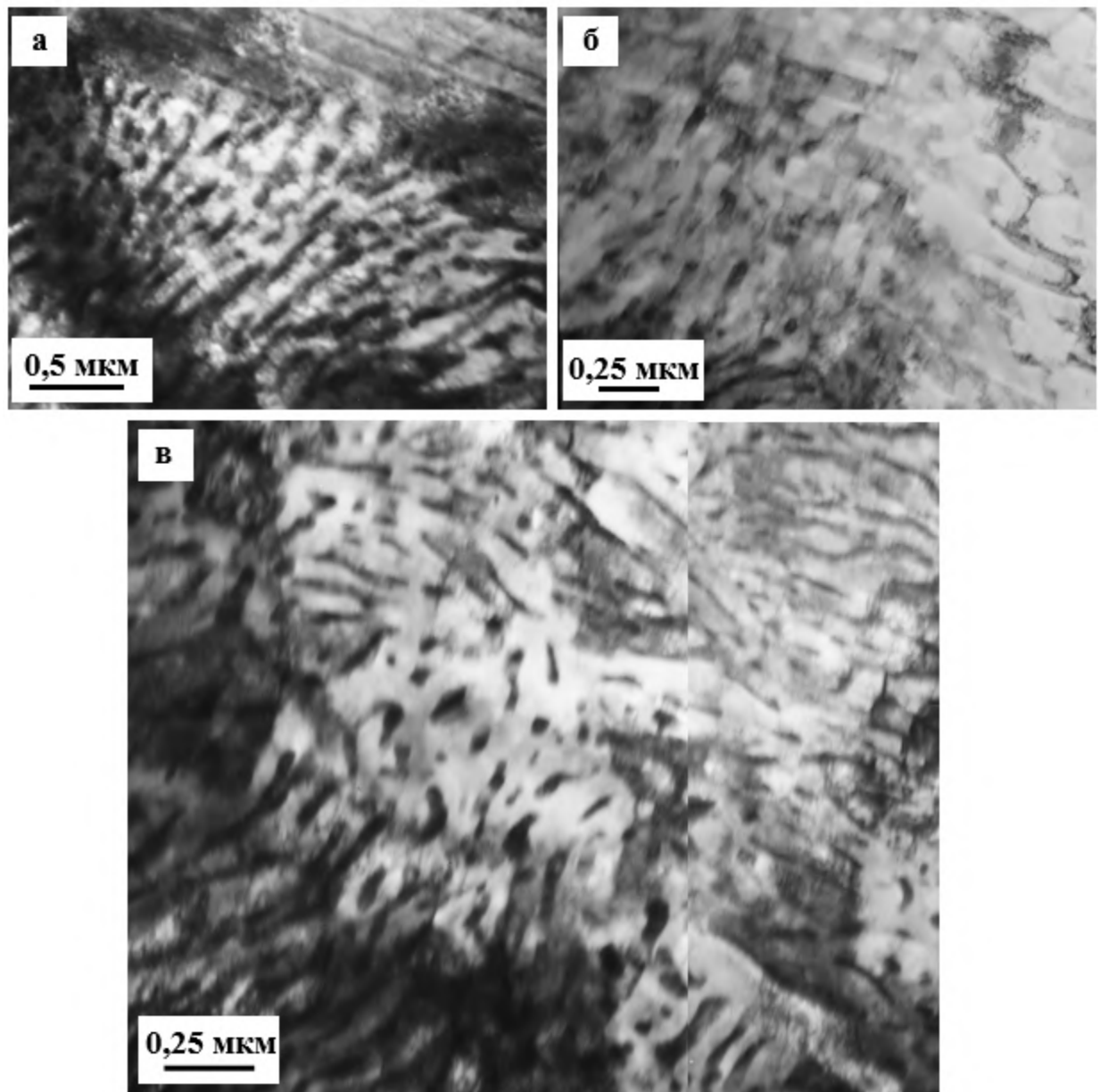
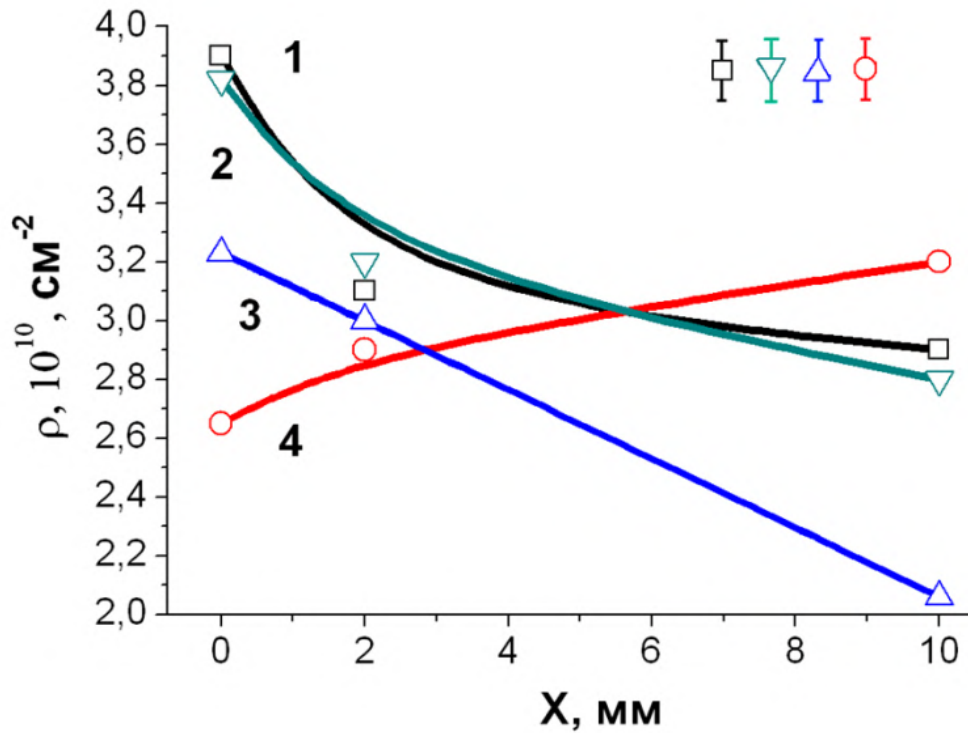


Рисунок 4.27 – ПЭМ изображение примеров разрушенного пластинчатого перлита

Из рисунка 4.26 видно, что степень разрушения определяется положением анализируемого объема [121, 124, 130, 139].

При эксплуатации наблюдается, как уже отмечалось, перерезание цементита скользящими дислокациями [119, 140].

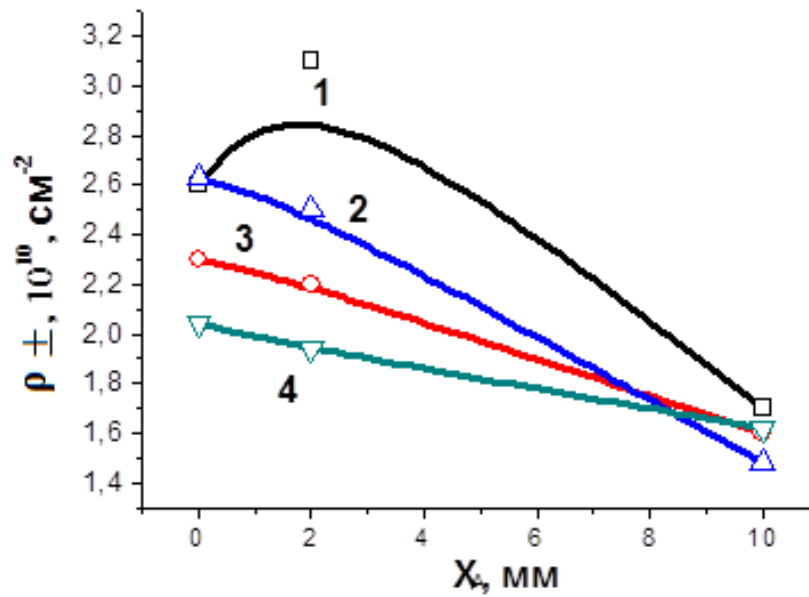


1 и 4 – центральная ось; 2 и 3 – радиус выкружки

Рисунок 4.28 – Зависимость плотности дислокаций от расстояния в головки рельсов по разным направлениям (1, 3 – разрушенный перлит; 2, 4 – не разрушенный перлит)

Из рисунка 4.28 видно, что скалярная плотность дислокаций наибольшая на контактной поверхности, а в не разрушенных - на расстоянии 10 мм от контактной поверхности.

Как уже отмечалось [119, 125, 140-143] при 691,8 млн тонн пропущенного тоннажа растут упруго-пластические напряжения в головки рельсов. На рисунке 4.29 представлено поведение избыточной плотности дислокации.

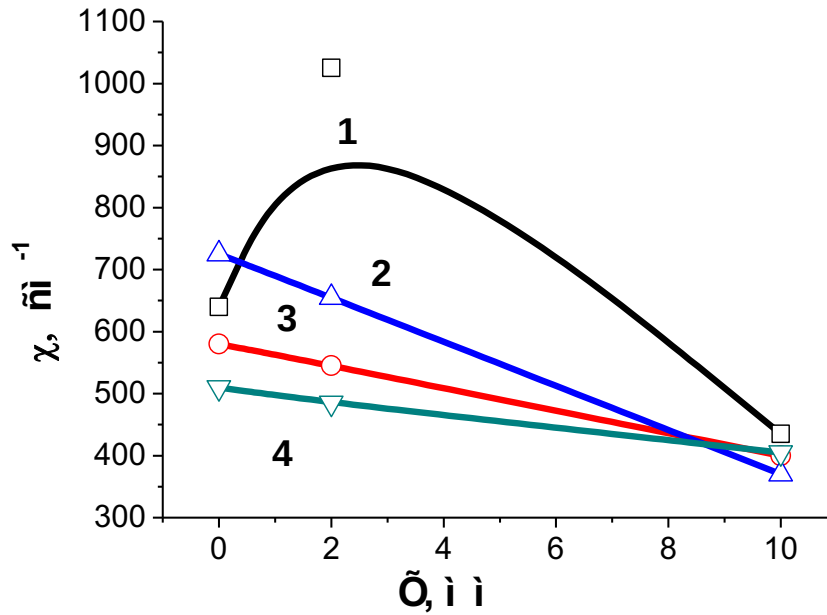


1 и 3 – центральная ось; 2 и 4 – радиус выкружки

Рисунок 4.29 – Поведение избыточной плотности дислокаций с расстоянием от поверхности катания по разным направлениям (1, 2 – разрушенный перлит; 3, 4 – не разрушений перлит)

Обращает на себя внимание, что на расстоянии 2 мм от поверхности (рисунок 4.29, кривая) фиксируется максимальная величина избыточной плотности дислокаций для разрушенного перлита.

На рисунке 4.30 проанализирован градиент амплитуды кривизны-кручения.



1 и 3 – центральная ось; 2 и 4 – радиус выкружки

Рисунок 4.30 – Изменение амплитуды кривизны-кручения от расстояния (1, 2 – разрушенный перлит; 3, 4 – не разрушенный перлит)

Зависимости на рисунках 4.29 и 4.30 подобны. Это может свидетельствовать об образовании градиентной дислокационной субструктуры. Ранее в работах [121, 124, 148-151] проанализированы механизмы разрешения цементита.

4.4. Изменение пластинчатого перлита при пропущенном тоннаже 691,8 млн тонн

Основными механизмами трансформации пластин цементита является его перерезание дислокациями и вынос атомов углерода в феррит. Ранее в работах [119, 1581] отмечено, что наблюдается вытягивание атомов углерода из цементита и образование атмосфер Коттрелла. Согласно работам [162, 162] траектория распада цементита может быть следующей. На границе цементит феррит формируется ячеистая субструктура. В силу указанной выше разности энергии связи атомов углерода и атомов железа в цементите происходит перенос углерода к границе раздела фаз [162, 163]. Авторы [162, 162] считают, что природа распада

цементита – дислокационная. Процессы разрезания пластин цементита и их растворение протекают одновременно. Первый из них приводит лишь к изменению размеров цементита и его морфологии (рисунок 4.31, рисунок 4.32) [121, 124, 148-151, 157].

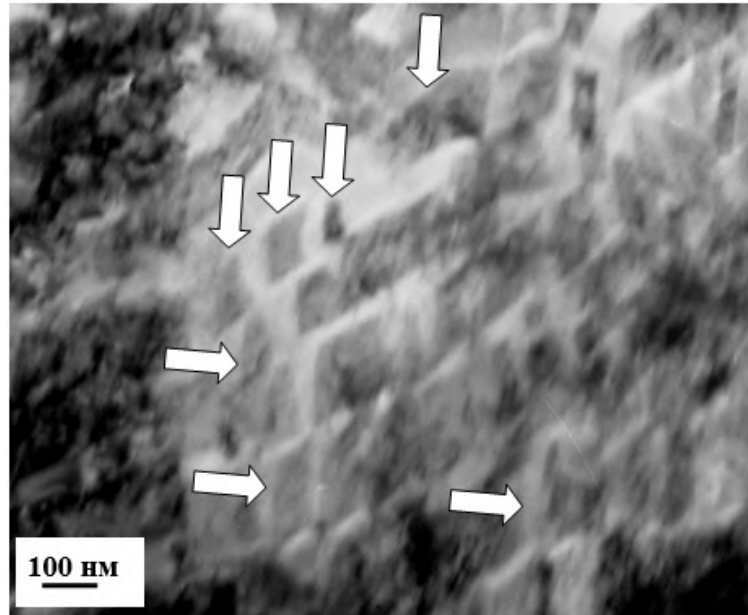
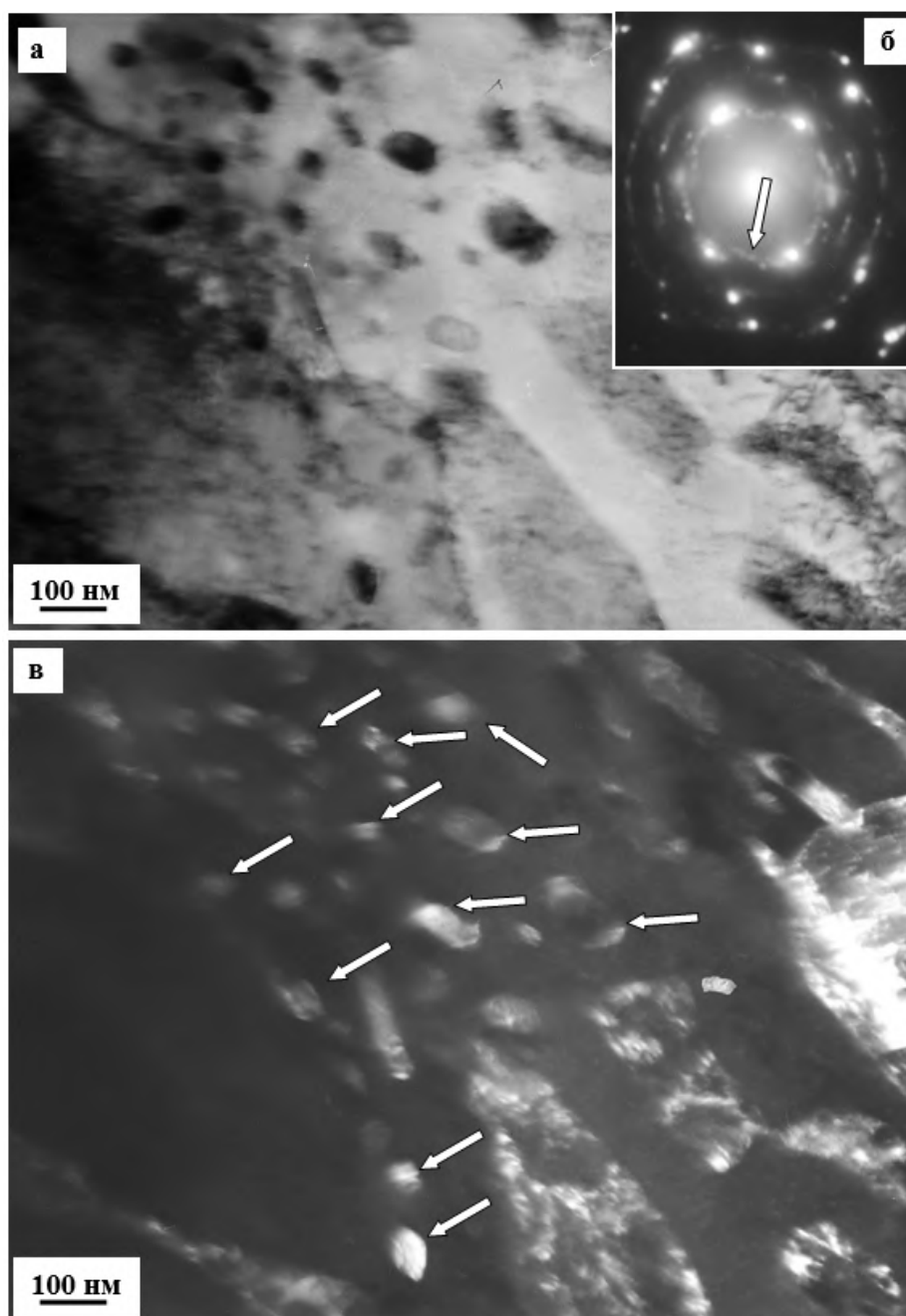


Рисунок 4.31 – ПЭМ изображение процесса перерезания цементита дислокациями (указано стрелками)

В процессе перерезания цементита элементный состав не меняется. При втором процессе, как уже отмечалось выше цементит опутывается дислокациями, что приводит к формированию слабо разориентированных фрагментов. Это уже может сопровождаться изменением структуры [119, 158].



а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в – темное поле, рефлекс $[012]\text{Fe}_3\text{C}$ обозначен на микроэлектроннограмме стрелкой
 Рисунок 4.32 – Изменение размеров цементита (в) и его морфологии на поверхности катания при эксплуатации

На рисунках 4.33 – 4.35 представлены результаты ПЭМ исследований преобразования цементита по второму механизму.

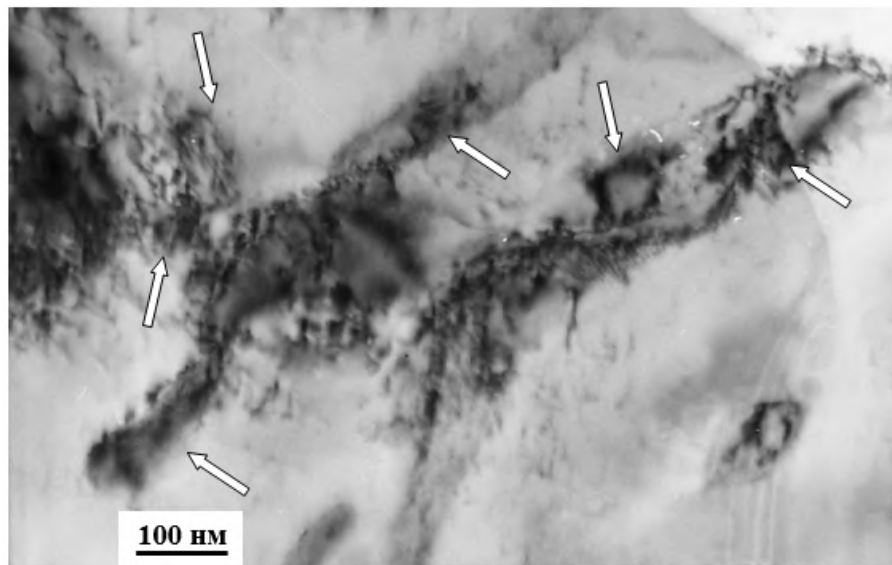


Рисунок 4.33 – Первая стадия разрушения пластин цементита

Из рисунка 4.33 виден процесс опутывании пластин цементита и формирования фрагментов.

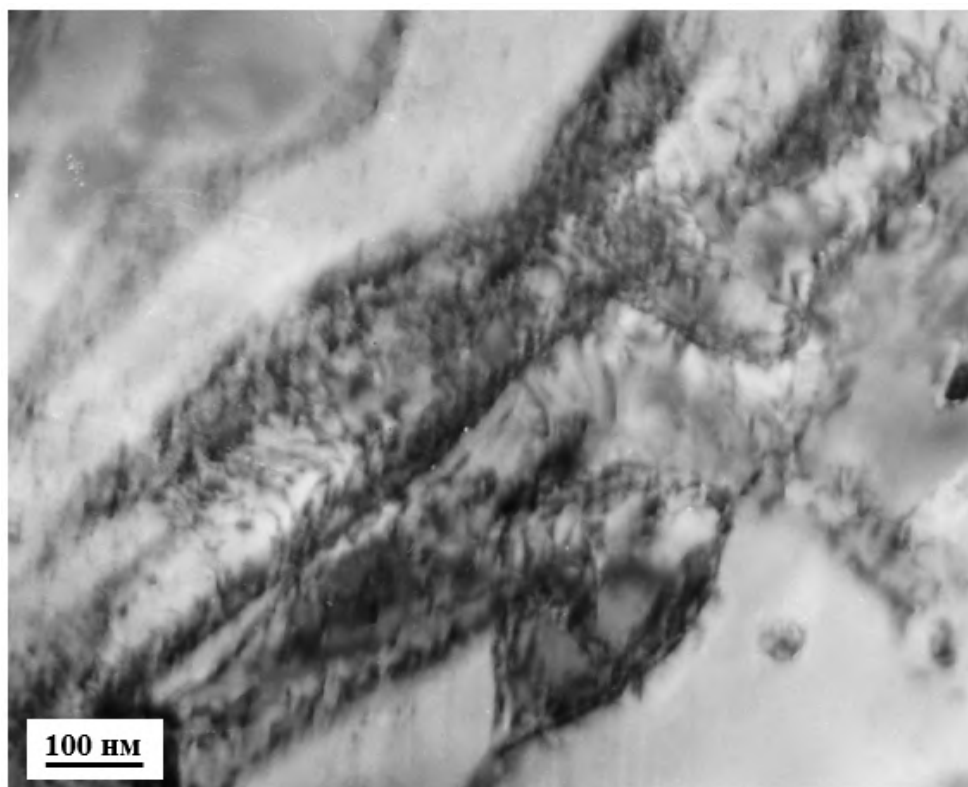


Рисунок 4.34 – Вторая стадия разрушения пластин цементита

На второй стадии (рисунок 4.34) можно наблюдать изменение дефектной субструктуры цементита, так как скользящие дислокации из феррита проникают в

решетку Fe_3C . Необходимо отметить, что на второй стадии межфазная граница феррит-цементит играет определяющую роль. Как известно границы могут быть когерентными или не когерентными [163, 164]. В первом случае процесс проникновения дислокации из феррита в цементит облегчен, а во втором случае возможен лишь диффузионный массоперенос. В пользу этого утверждения говорят факты разрушения цементита в виде пластин и его сохранение для частиц сферической формы [121, 124, 148, 151, 157].

Дальнейший процесс растворения пластин цементита заключается в образовании наноразмерных частиц в объеме материала ранее занимаемой пластины Fe_3C (рисунок 4.35). Иногда наноразмерный цементит наблюдался в межпластинчатом пространстве куда он мог быть вынесен скользящими дислокациями.

Анализ работ [119, 158] по волочению перлитной проволоки свидетельствует о том, что возможно выделение наноразмерных частиц карбида Fe_4C . Пересыщенный карбид Fe_{20}C_9 не выявлялся (рисунок 4.35).

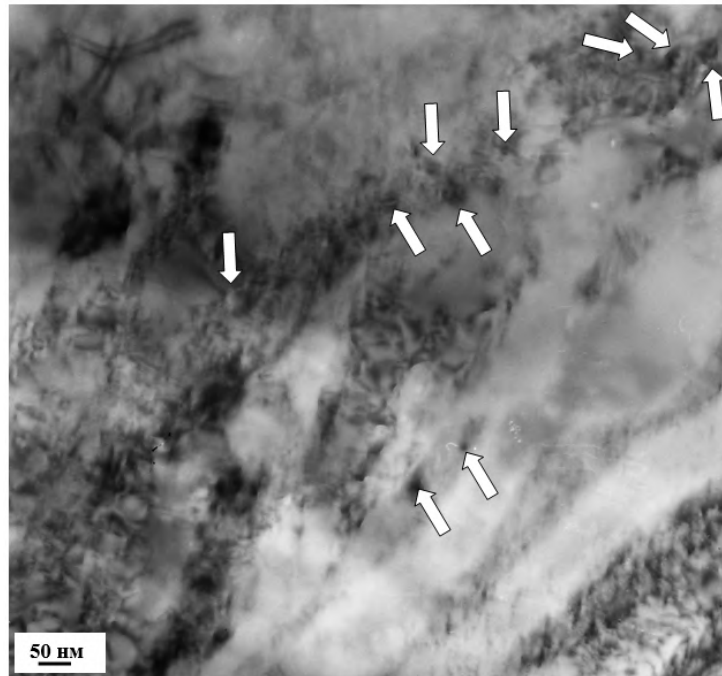
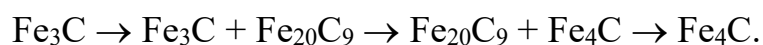


Рисунок 4.35 – Выделение наноразмерного третичного цементита

Анализ работ [119, 158] говорит о том, что при интенсивной пластической деформации волочением процесс трансформации цементита может происходить как:



Кроме того, углерод может находиться на линейных и поверхностных дефектах кристаллического строения. Если вернуться к рассмотрению массопереноса атомов углерода, как это сделано в работах [163-167], то обычно рассматривается вакансионный механизм трансформации. При этом с ростом степени деформации [168-172] растет плотность дефектов кристаллической решетки. Наиболее интенсивно этот процесс протекает в заэвтектоидной стали 9ХФ [173-175]. Не исключена диффузия углерода по ядрам дислокаций, границам зерен и субзерен. Авторы [167] считают это третьим механизмом переноса. Установить иерархию всех механизмов растворения цементита невозможно поскольку процессы движения углерод-дислокация могут идти в двух направлениях [167].

Таблица 4.3 – Трибологические параметры в разных слоях головки

№	Коэффициент трения, μ	Коэффициент износа, 10^{-6} , мм ³ /Н·м
Поверхность катания	0,43	5,1
15 мм от поверхности катания	0,42	5,5

Из таблицы 4.3 видно, что эксплуатация приводит к незначительному изменению трибологических параметров.

Заключение

1. Механические свойства соответствуют требованиям ГОСТ Р 51685-2013.
2. Формирование контактно-усталостных трещин на глубине свыше 140 мкм не наблюдалось.

3. Выявлены различные морфологические составляющие структуры головки рельсов по разным направлениям: пластинчатый перлит, феррито-карбидная смесь, структурно-свободный феррит.

4. Параметры тонкой структуры и степень деформационного преобразования пластинчатого перлита [121, 124, 148, 176] изменяются немонотонно.

5. Выявлены два механизма преобразования пластин цементита: их перерезание и растворение.

4.5. Перераспределение углерода при эксплуатации рельсов

Как уже отмечалось выше пластинчатый перлит является основным типом структуры, она сохраняется на глубине выше 10 мм. Характерное ПЭМ изображение структуры этого слоя приведено на рисунках 4.36 и 4.37.

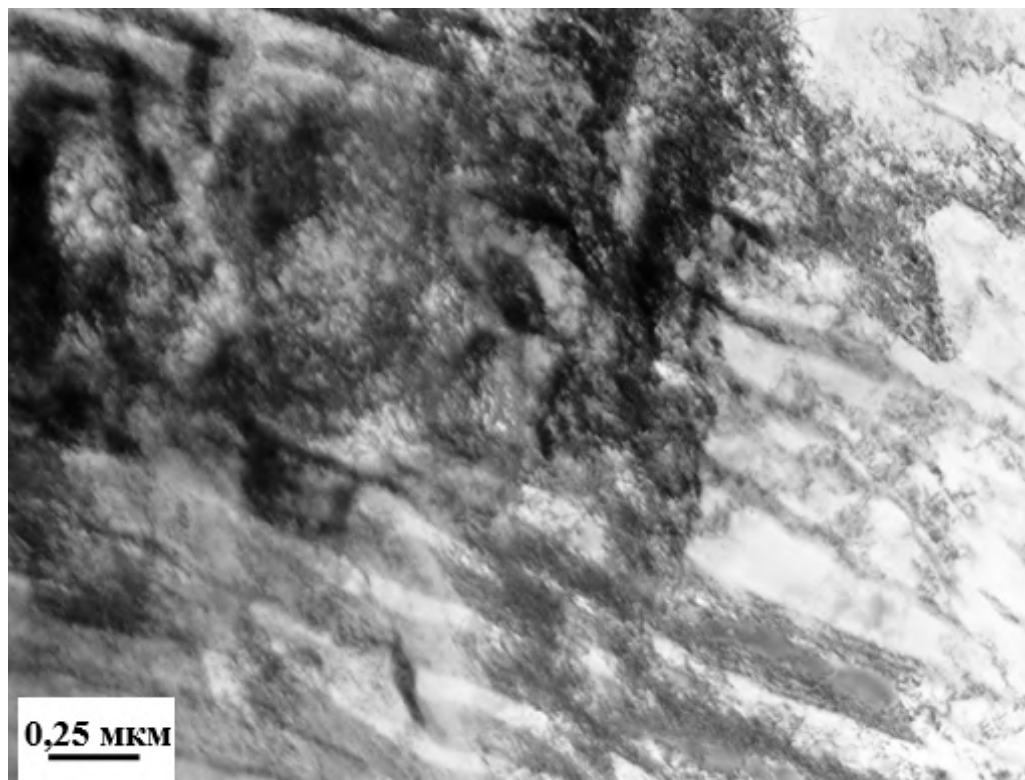


Рисунок 4.36 – ПЭМ изображение пластинчатого перлита

Обращает на себя внимание наличие изгибных контуров экстинкции, не наблюдающихся в структуре металла до эксплуатации [121, 124, 144, 148].

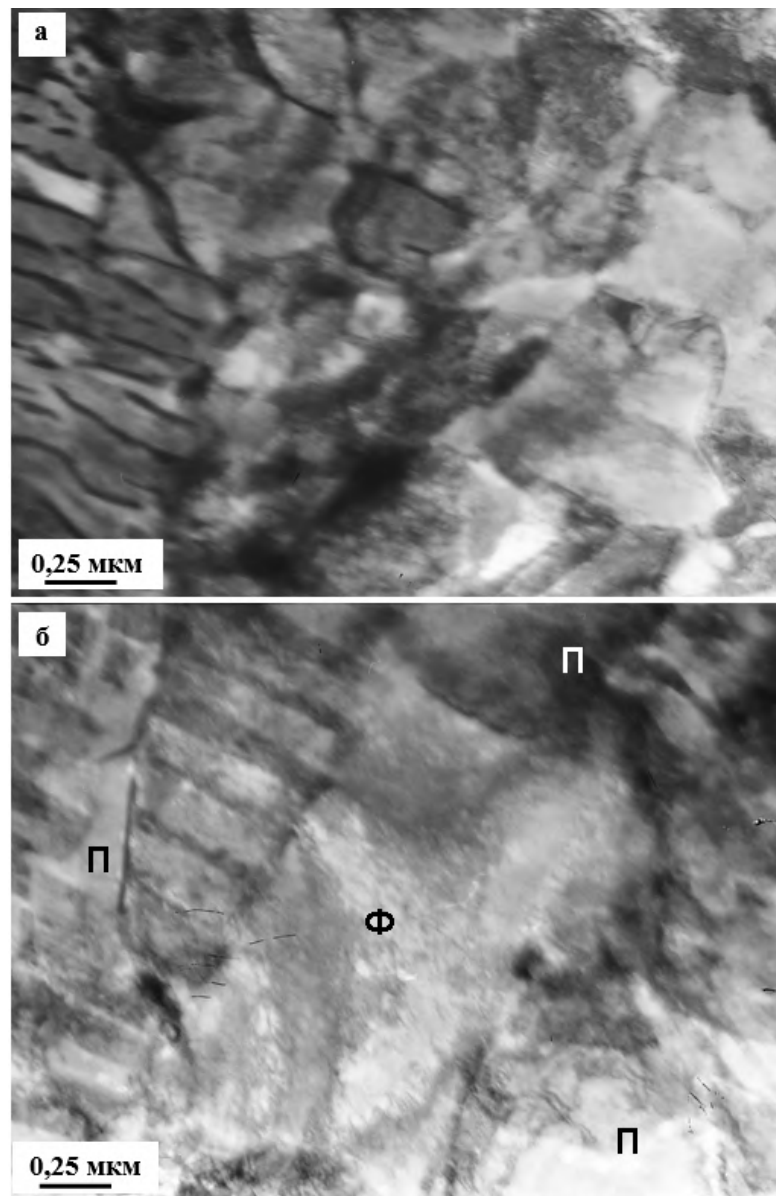
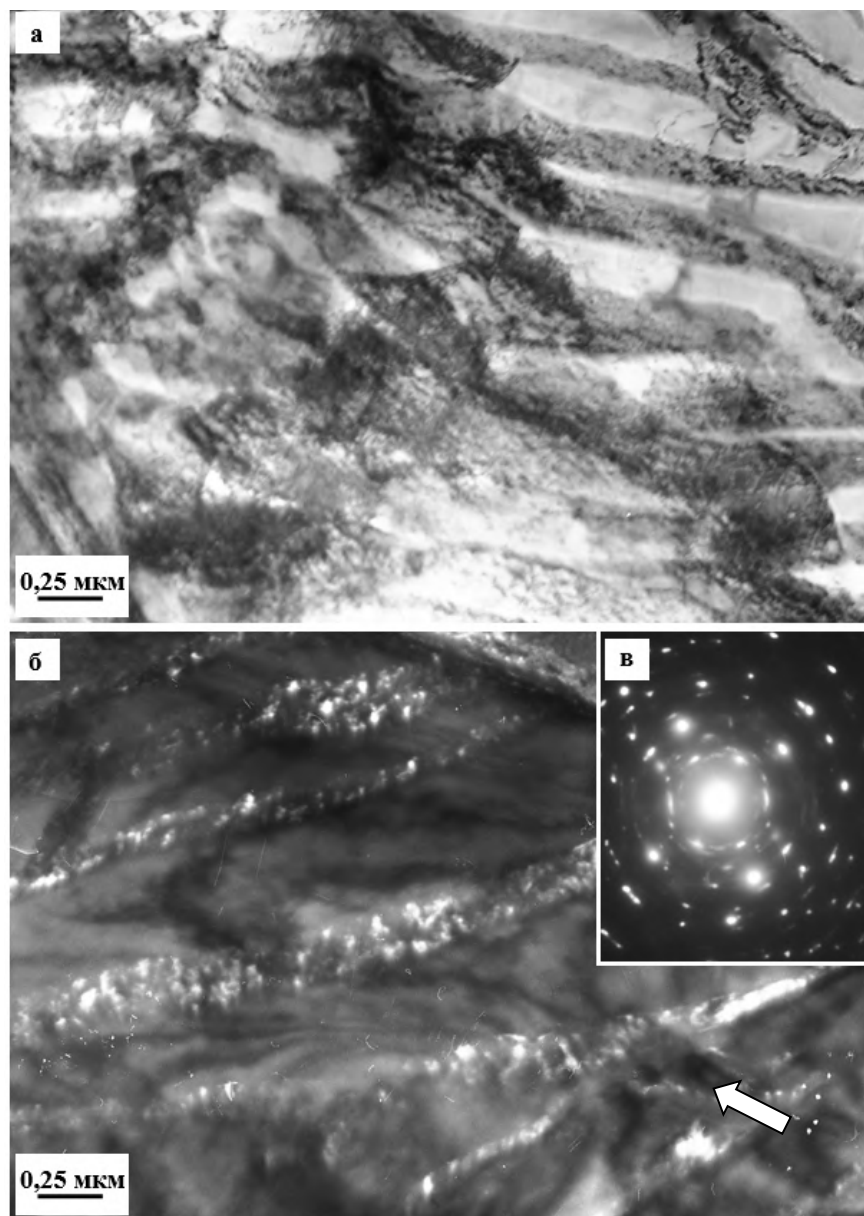


Рисунок 4.37 – ПЭМ изображение феррито-карбидной смеси (а) и структурно-свободного феррита (б) (Ф – феррит, П – перлит)

Эксплуатация рельсов приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций от $2,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (10 мм глубины) до $3,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (поверхность) с сохранением типа дислокационной субструктуры [143].

Во-вторых, при разрушении и растворении пластин цементита (рисунок 4.38) выявлено формирование в поверхностном слое глобулярного цементита размерами 30-50 нм, тогда как на расстоянии 10 мм они достигают 200 нм. Разрушению пластин цементита может предшествоваться его дробление [121, 124, 148, 157, 179, 180].

Так как процесс пластической деформации на поверхности происходит более интенсивно, то его объемная доля снижается до 4,9 % (на глубине 10 мм она составляет 11,2%).



а, б – светлопольное и темнопольное изображение; в – микроэлектронограмма
([112]Fe₃C рефлекс)

Рисунок 4.38 – ПЭМ изображение структуры поверхности катания на
центральной оси (2 мм)

Оценка содержания углерода проводилась согласно выражениям в таблице
4.4.

Таблица 4.4 – Метод оценки содержания углерода

Места расположения углерода	Формулы	Ссылки
α -Fe	$\Delta C_{\alpha} = \Delta V_{\alpha} \frac{a_{\alpha} - a_{\alpha}^0}{39 \pm 4} \cdot 10^3 *$	[135, 159, 160]
Карбидная фаза	$\Delta C(\text{Fe}_3\text{C}) = 0,07 \cdot \Delta V_i$	[135, 161, 162]
Дефекты	$\Delta C_d = C_0 - \Delta C_{\alpha} - \Delta C(\text{Fe}_3\text{C})$	[135, 162]

*Здесь ΔV_{α} , ΔV_i – объемная доля α -Fe и цементита; a_{α} – параметр решетки; $a_{\alpha}^0 = 0,28668 \cdot \text{нм}$ [181]; $a_{\alpha} = 0,28782 \text{ нм}$; C_0 – содержание углерода.

Таблица 4.5 – Перераспределение углерода (вес. %) при эксплуатации (691,8 млн. т брутто)

Места расположения углерода	0 мм	2 мм	10 мм
Карбидная фаза	0,33	0,71	0,75
α -фаза	0,0284	0,0	0,0
Дефекты	0,3816	0,03	0,0

Из анализа данных таблица 4.5 следует значительное перераспределение атомов углерода в поверхности. Если первоначально углерод находился в цементите, то после эксплуатации он обнаруживается на линейных и поверхностных дефектах кристаллической структуры [121, 124, 148, 182, 183].

Видно, что в поверхностном слое атомы углерода находятся на дислокациях, границах зерен и субзерен. Для слоев на глубине более 2 мм углерод находится в цементите.

Заключение

При эксплуатации (691,8 млн. тонн) происходит преобразование структуры и фазового состава на разных масштабных уровнях. На макроуровне формируются микротрещины, на микроуровне растет скалярная и избыточная плотность дислокаций, и разрушаются пластины цементита. Из кристаллической

решетки цементита атомы углерода переходят на линейные и поверхностные дефекты. В исходном состоянии (до эксплуатации) углерод находится в цементите.

4.6. Пропущенный тоннаж 1411 млн тон (структура и свойства рельсов)

Твердость HRC составляет 37.1, 35.8, 35.6 в слоях на глубине 2, 10 и 22 мм, соответственно. Такое различие твердости обусловлено глубокой деформацией материала в поверхностных слоях. Распределение микротвёрдости приведено на рисунке 4.39 и табл. 4.6.

Таблица 4.6 –Микротвердость головки рельсов на разных расстояниях и по разным направлениям

Зона измерения	HV, МПа	
	2 мм	10 мм
Выкружка рабочая	1475	1385
Поверхность катания	1481	1210

Из рисунка 4.39 и таблицы 4.6 следует, что толщина упрочненного слоя составляет 80-100 мкм. Твердость на поверхности снижается по мере удаления от нее.

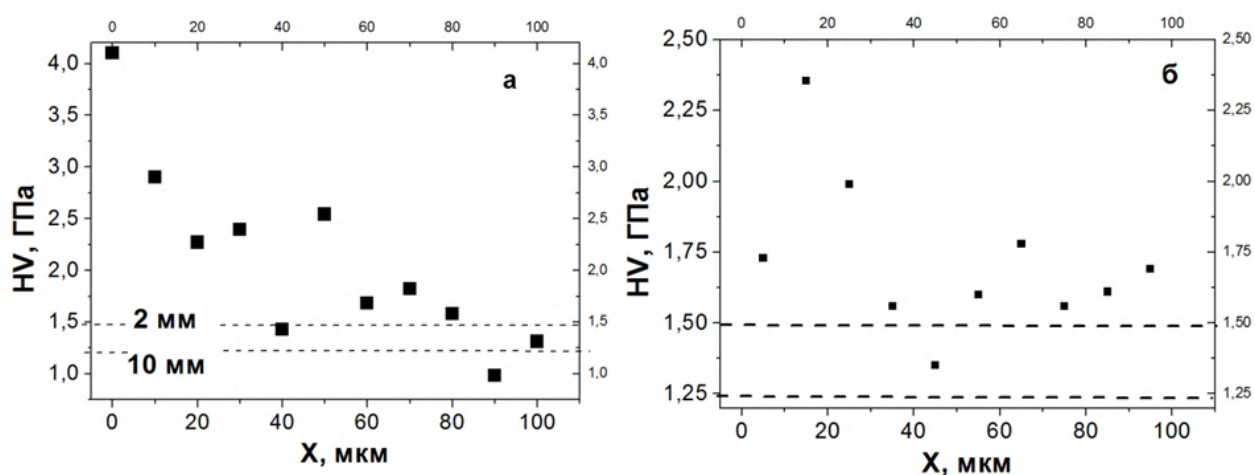


Рисунок 4.39 – Зависимость микротвердости от расстояния (а - по центральной оси, б – по радиусу выкружки)

Представленные результаты трибологических испытаний в таблице 4.7 свидетельствуют о значительном (в $\approx 1,7$ раза) увеличении износостойкости поверхности катания.

Таблица 4.7 – Трибологические свойства стали рельса типа Р65 категории ДТ350

Состояние стали	μ	$k, 10^{-5}, \text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$
Исходный (10 мм)	0,6	2,0
Поверхность катания	0,76	0,3

Макроструктура металла рельсов представлена на рисунке 4.40. Видны мелкие нарушения сплошности на глубине до 30 мкм (рис. 4.40, а). При этом глубина деформации < 35 мкм (рис. 4.40, б).

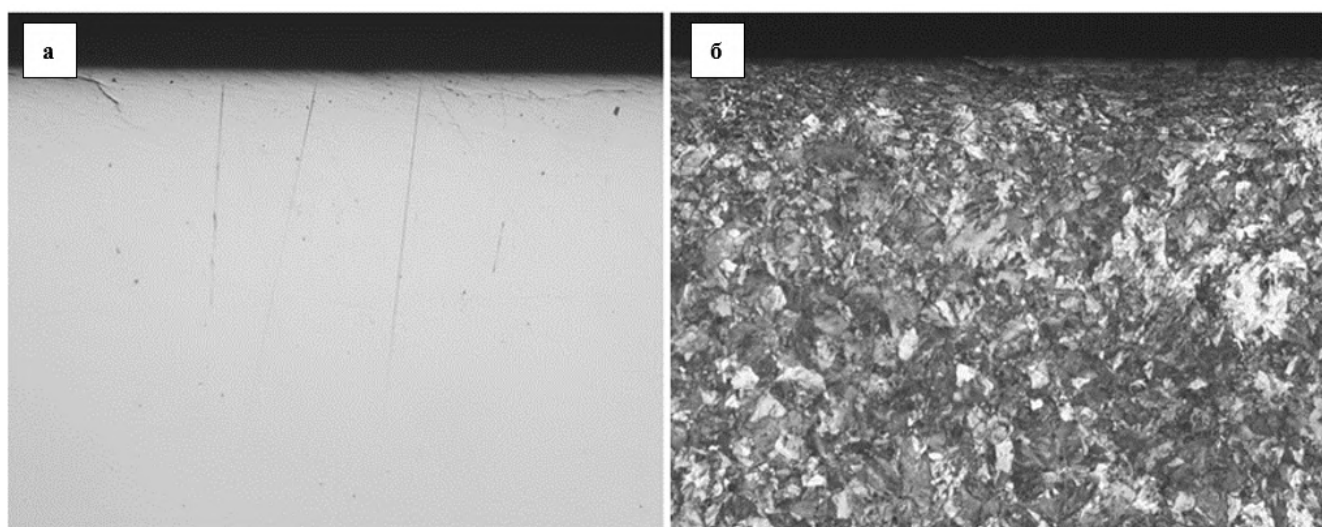


Рисунок 4.40 – Структура рельсов на поверхности; а – нетравленный шлиф; б – травленный шлиф

Результаты количественной оценки межпластинчатого расстояния (МПР) и размеров перлитных колоний приведены в таблице 4.8. Видно, что более дисперсная структура формируется на поверхности катания по сравнению с выкружкой.

Таблица 4.8 – Количественные параметры структуры

Индекс рельса	МПР, мкм			Величина перлитных колоний, мкм			Диаметр зерна, мкм		
	мин	макс	сред	мин	макс	сред	мин	макс	сред.
Выкружка	0,073	0,25 6	0,13 2	2,71 1	12,1 57	6,17	15,04 2	51,169	29,8
ПКГ	0,073	0,22 5	0,12 5	2,63 4	10,7 31	5,6	-	-	-

ПКГ – поверхность катания головки рельсов

Из анализа рисунков 4.41 и 4.42 следует, что основная часть МПР (71-84%) находится в диапазоне (0,10 – 0,15) мкм и не зависит от направления [166-189]

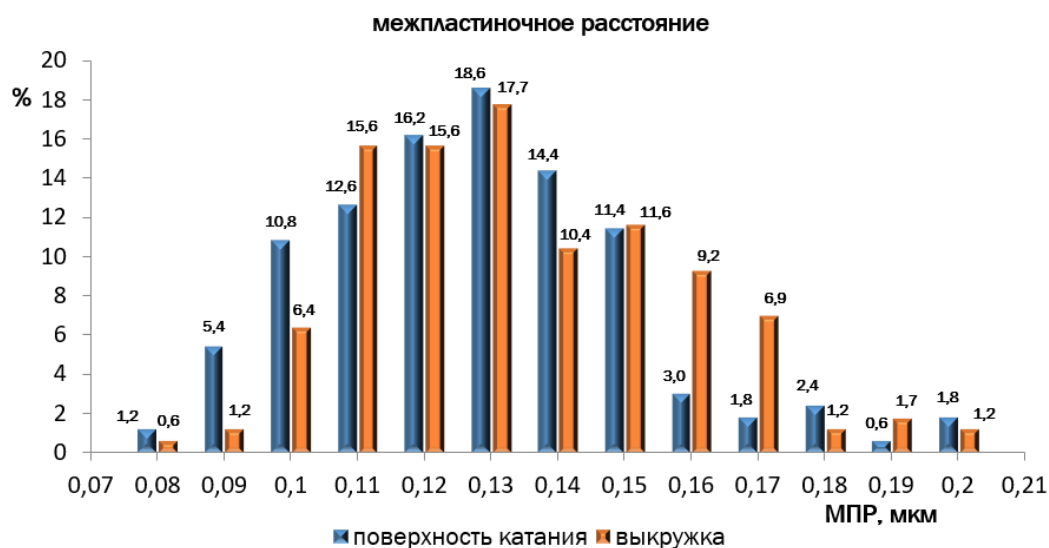


Рисунок 4.41 – Гистограмма межпластиночного расстояния в головки

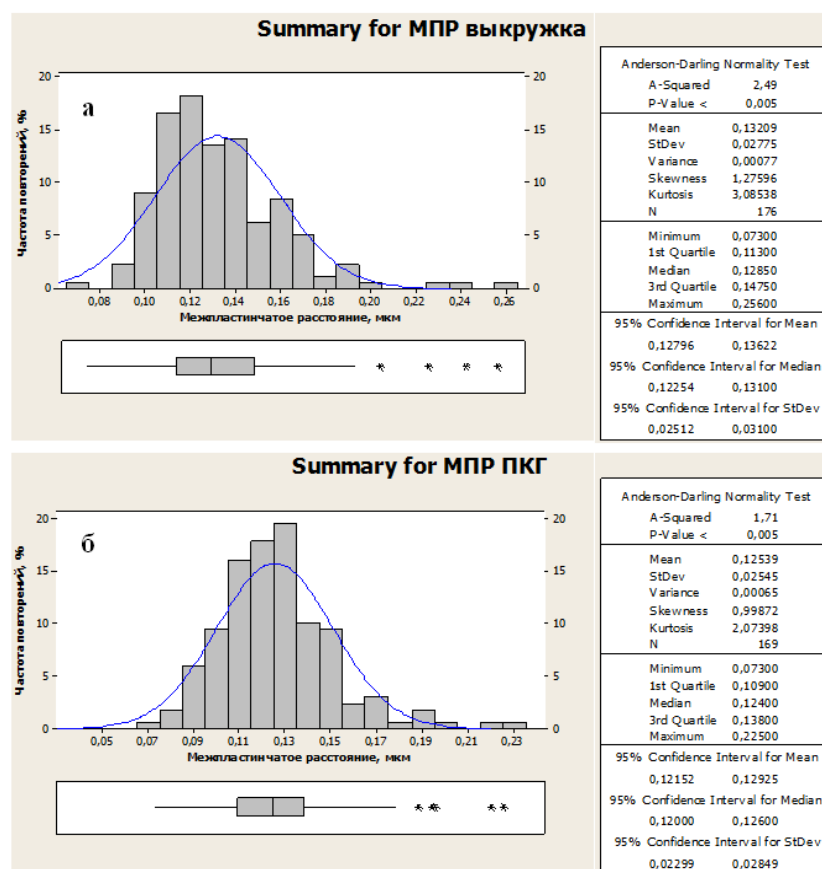


Рисунок 4.42 – Гистограмма распределения МПР (а - зона выкружки, б - поверхность катания)

Анализ распределения перлита по размерам (рисунок 4.43, рисунок 4.44) свидетельствует о том, что основная доля величины перлитных колоний составляет 4-8 мкм (средняя величина составляет 5,6 – 6,2 мкм). Эти значения на поверхности катания меньше, чем в зоне выкружки (таблица 4.8).



Рисунок 4.43 – Гистограмма распределения перлитных колоний по размерам

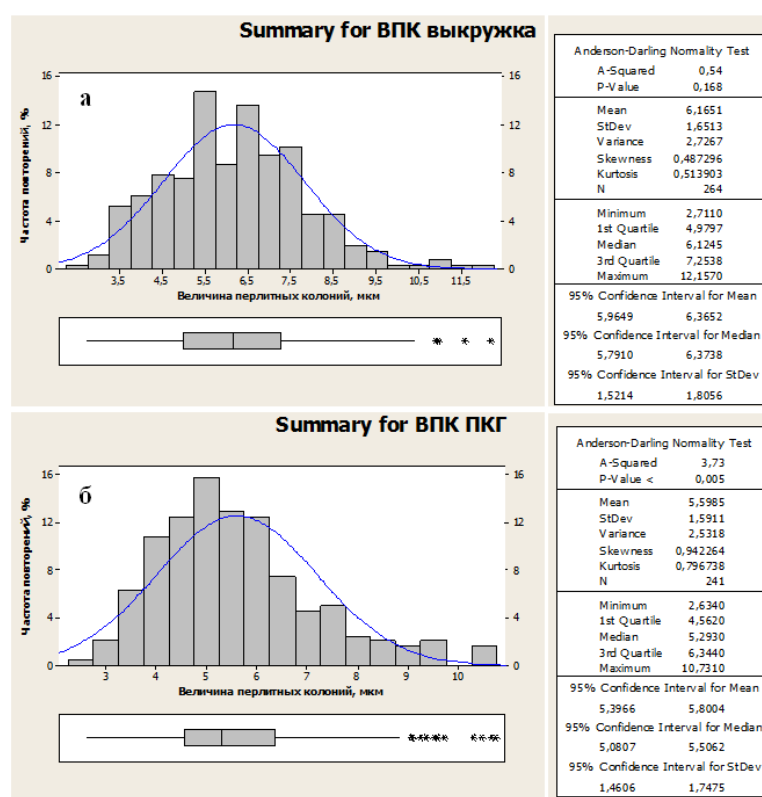


Рисунок 4.44 – Гистограмма распределения по размерам перлитных колоний (а – зона выкружки, б – зона поверхности катания)

Методами рентгенофазового анализа (рисунок 4.45) был определен параметр решетки $a_{п.к.} = 0,28699$ нм на поверхности катания. В исходном состоянии он составляет $a_{исх.} = 0,28693$ нм [184-189].

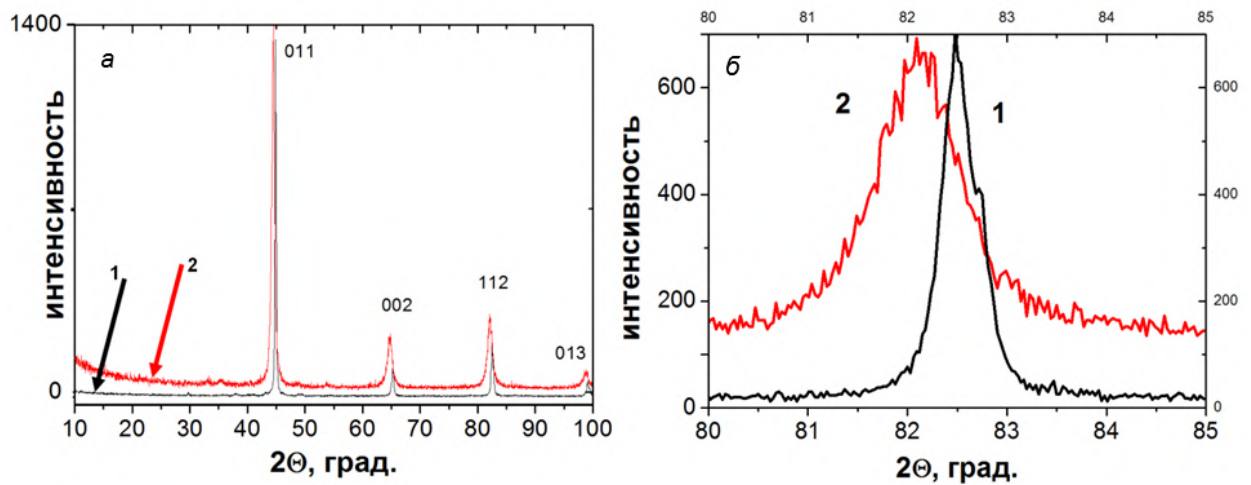


Рисунок 4.45 – Рентгенограммы на глубине 20 мм (1) и на поверхности (2) (а - индексы дифракционных линий α -фазы; б - дифракционные максимумы [112] α -Fe)

Такое изменение параметра решетки позволяет оценить концентрацию углерода по формулам, приведенным в работе [190]. За такой рост параметра будет отвечать переход в твердый раствор 0,0015 вес. % углерода. Уширение дифракционных линий (рисунок 4.45, б), наблюдающихся при этом, должно быть связано с малыми значениями ОКР и большими величинами напряжения второго рода. Это позволяет найти средние значения ОКР и величины микродеформаций [159, 191]. Были установлены минимальные значения D и максимальные значения ε : $0,005 \text{ мкм} < D < 0,2 \text{ мкм}$ и $10^{-4} < \varepsilon < 10^{-2}$. К сожалению, значения D и ε в исходном состоянии не могут быть определены. Это может означать, что $D_{исх} > 0,2 \text{ мкм}$, а $(\Delta d/d)_{исх} < 10^{-4}$. Для поверхности катания данные величины были определены и составляют $D = 22,06 \text{ нм}$; $\Delta d/d = 1,562 \cdot 10^{-3}$. Можно утверждать, что ОКР на поверхности катания мала, а ε составляет большую величину [184-189].

Структурно-фазовое состояние металла по центральной оси рельсов после эксплуатации

Из рисунка 4.46 следует, что на расстоянии 10 мм слой стали имеет структуру пластинчатого перлита. В феррите выявлена хаотическая дислокационная субструктура и дислокационные скопления (рисунок 4.46, б). Значения скалярной плотности дислокаций, составляет $\langle \rho \rangle = 2,54 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Выявлены изгибные контуры экстинкции (рисунок 4.36, в) [110, 115]. Избыточная плотность дислокаций оцененная по формулам работ [115, 116, 159] на глубине 10 мм, составляет $\rho = 1,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Объемная доля вырожденного перлита с глобулярным цементитом (рисунок 4.46, г) составляет 0,25, а доля зерен структурно-свободного феррита всего 0,05 [184-189].

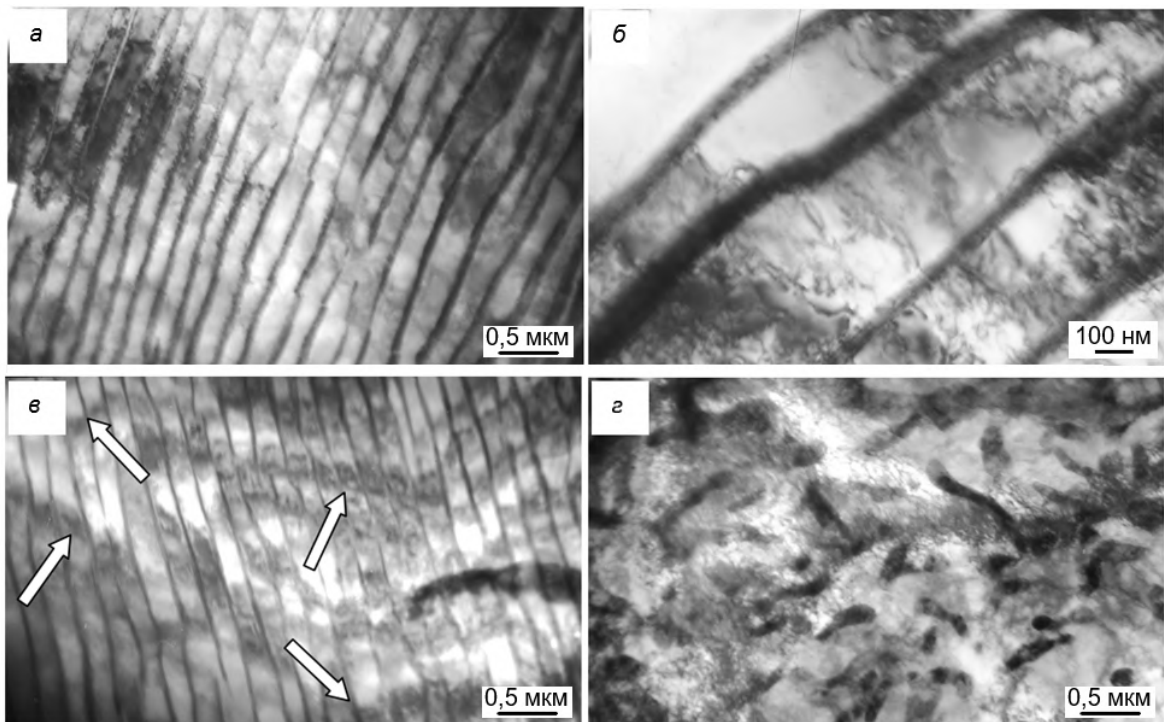


Рисунок 4.46 – Структурно-фазовое состояние рельсов на глубине 10 мм

По сравнению с глубиной 10 мм структура колоний пластинчатого перлита содержит разрезанные пластины цементита (рисунок 4.47, а). В зернах перлита с глобулярным цементитом (рисунок 4.47, б) видна фрагментированная структура. Из микроэлектронограмм такой структуры (рисунок 4.47, в) была оценена азимутальная составляющая угла разориентации, она составила 5 град.

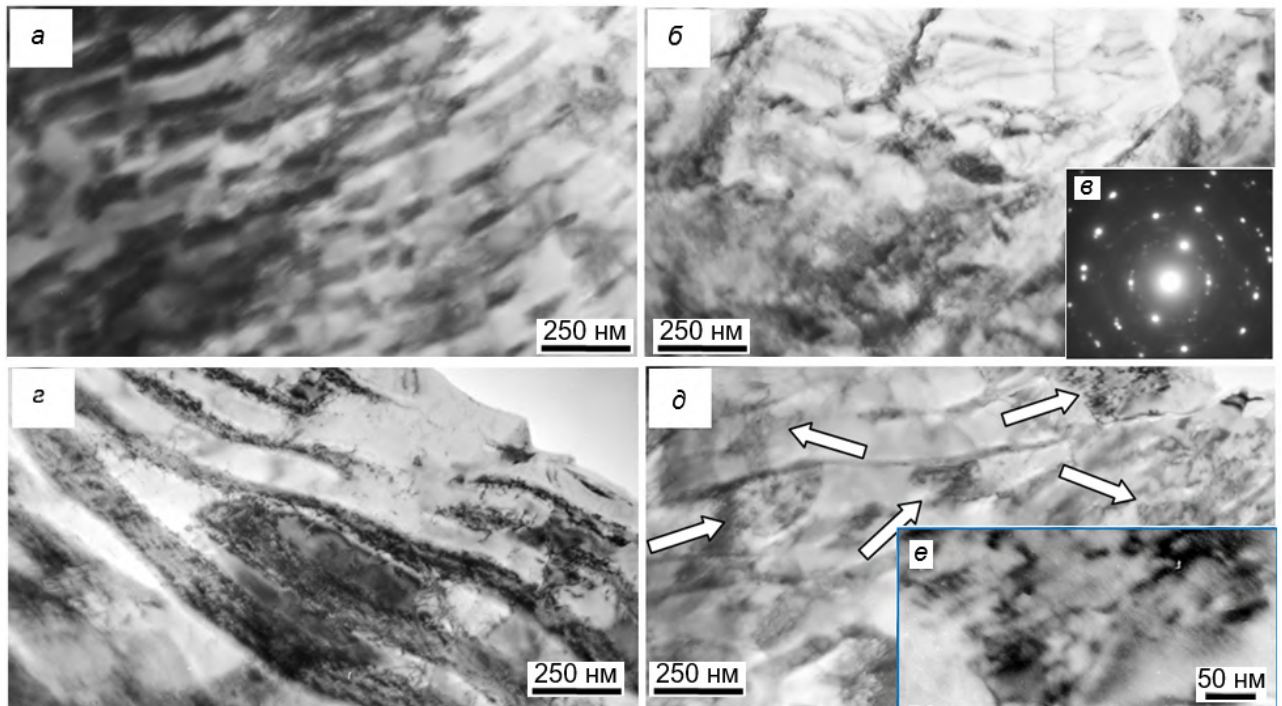


Рисунок 4.47 – ПЭМ изображение структуры на глубине 2 мм. Стрелками отмечены наноразмерные частицы цементита (д)

Кроме растворения пластин цементита и их разрушения фиксируется наноразмерные частицы в объеме пластин феррита (рисунок 4.47, г-е). Приведенные пути преобразования цементитных пластин свидетельствуют об интенсивной пластической деформации [184-189].

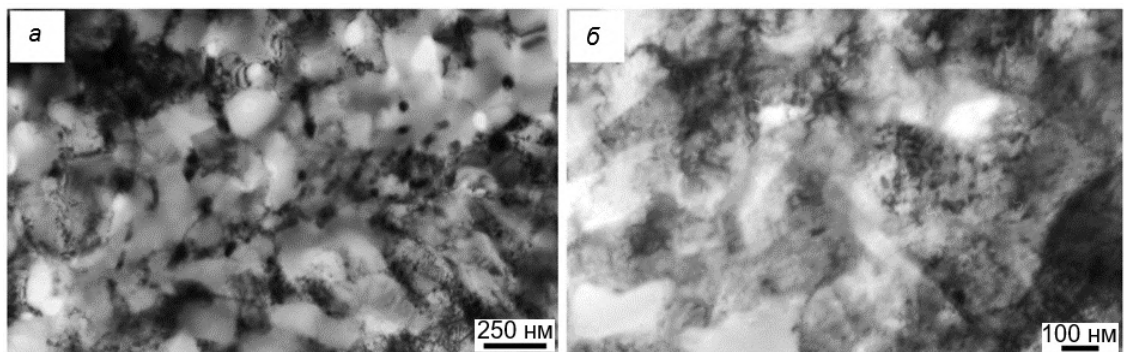


Рисунок 4.48 – ПЭМ изображение поверхности катания

Из рисунка 4.48 следует формирование субзеренной структуры, а объемная доля которой достигает 0,55. По границам субзерен 100-150 нм и в их стыках выявлены частицы наноразмерного цементита (30-55 нм) (рисунок 4.48, а). На линиях дислокаций выявлены частицы цементита размером 10-15 нм. Скалярная плотность дислокаций в феррите $\langle \rho \rangle = 3,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а в субзеренной структуре

$\langle \rho \rangle = 3,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что говорит о том, что $\langle \rho \rangle$ на поверхности превышает эти значения на глубине 10 мм, также меняется избыточная плотность [184-189].

Зависимость объемной доли пластинчатого перлита и скалярной плотности дислокаций представлены на рисунках 4.49 и 4.50. Из данных рисунков следует, что длительная эксплуатации способствует формированию градиента структуры, заключающегося в увеличении доли пластинчатого перлита и снижении доли скалярной плотности дислокаций с ростом расстояния от поверхности.

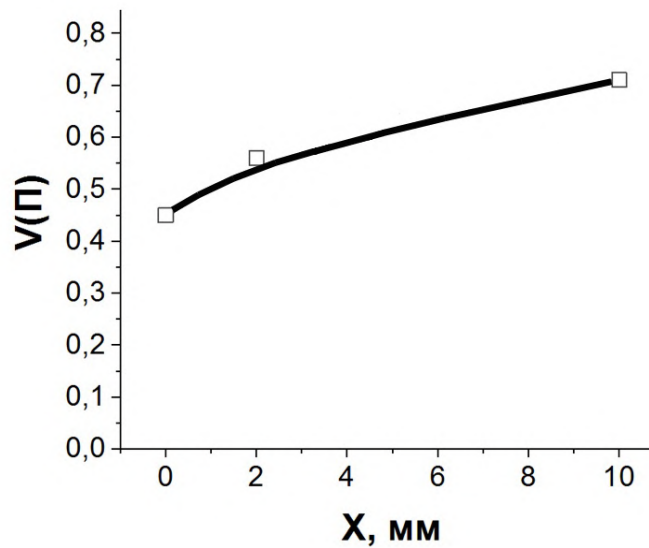
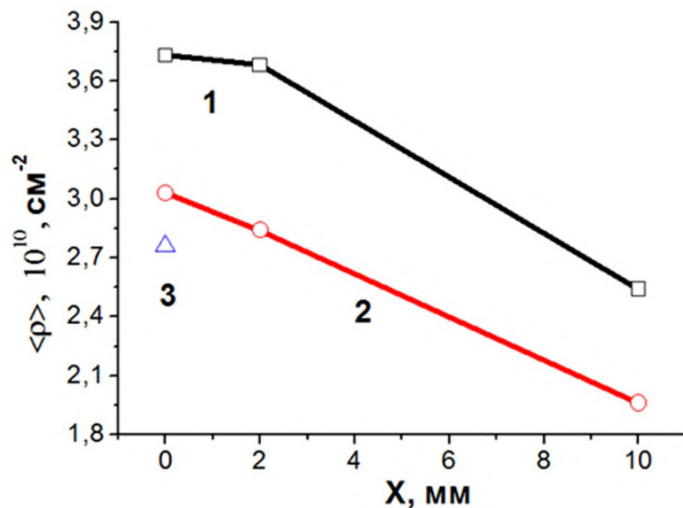


Рисунок 4.49 – Зависимость содержания перлита от расстояния

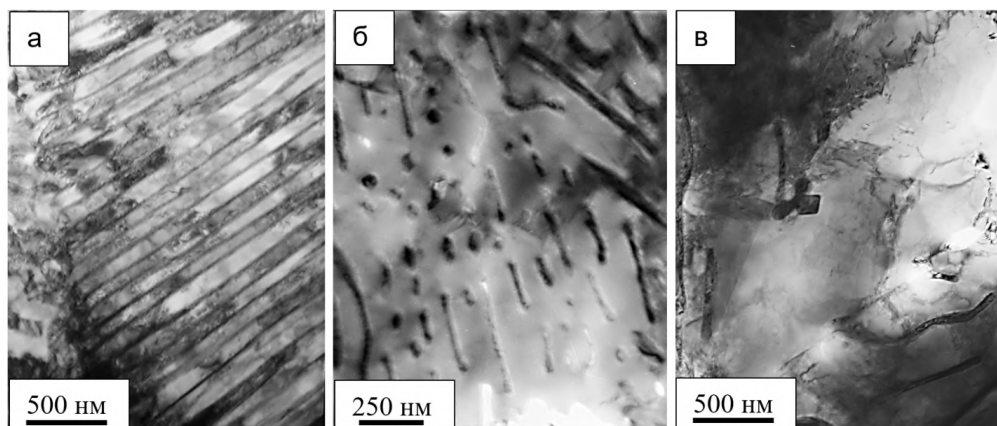


1 – пластинчатый перлит; 2 – перлит с глобулярным цементитом; 3 – феррито-карбидная смесь

Рисунок 4.50 – Зависимость скалярной плотности дислокаций от расстояния до поверхности

Изменение структурно-фазовых состояний по радиусу скругления

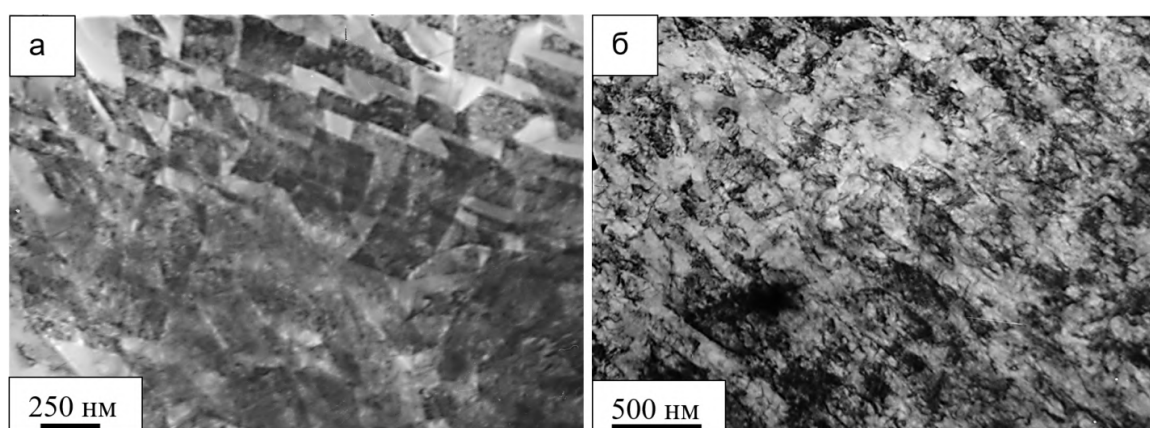
На глубине 10 мм выявлен пластинчатый перлит (рисунок 4.51, а), вырожденный перлит (рисунок 4.51, б) и структурно-свободный феррит (рисунок 4.51, в).



а – пластинчатый перлит; б – вырожденный перлит; в – структурно свободный феррит

Рисунок 4.51 – ПЭМ изображение структуры на глубине 10 мм

На глубине 2 мм выявлен деформированный перлит (рисунок 4.52, а) и феррито-карбидная смесь (рисунок 4.52, б).



а – разрушенный перлит; б – феррито-карбидная смесь

Рисунок 4.52 – ПЭМ изображение структуры на глубине 2 мм (а) и поверхности выкружки (б)

Выявлен наноразмерный диапазон субзерен $\sim 40-70$ нм (рисунок 4.53, а), а частиц цементита $\sim 8-20$ нм (рисунок 4.53, б).

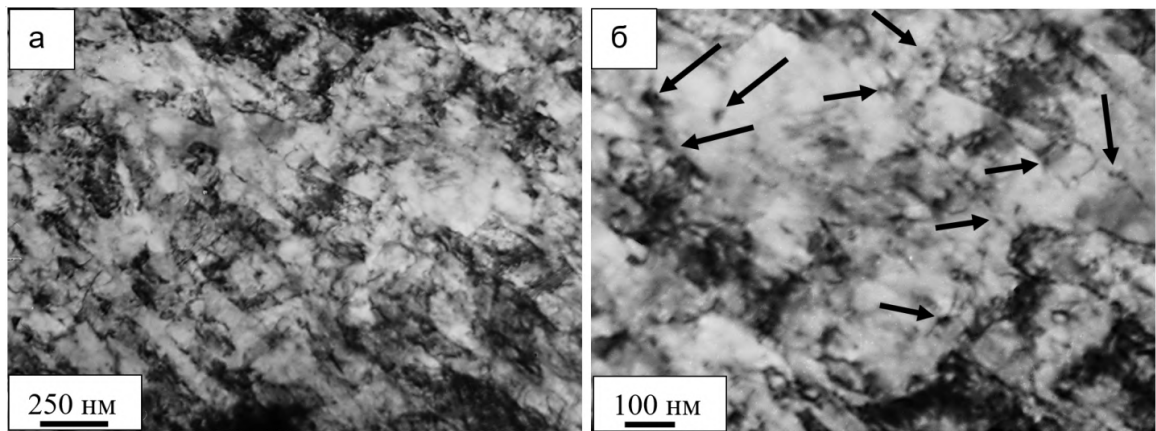
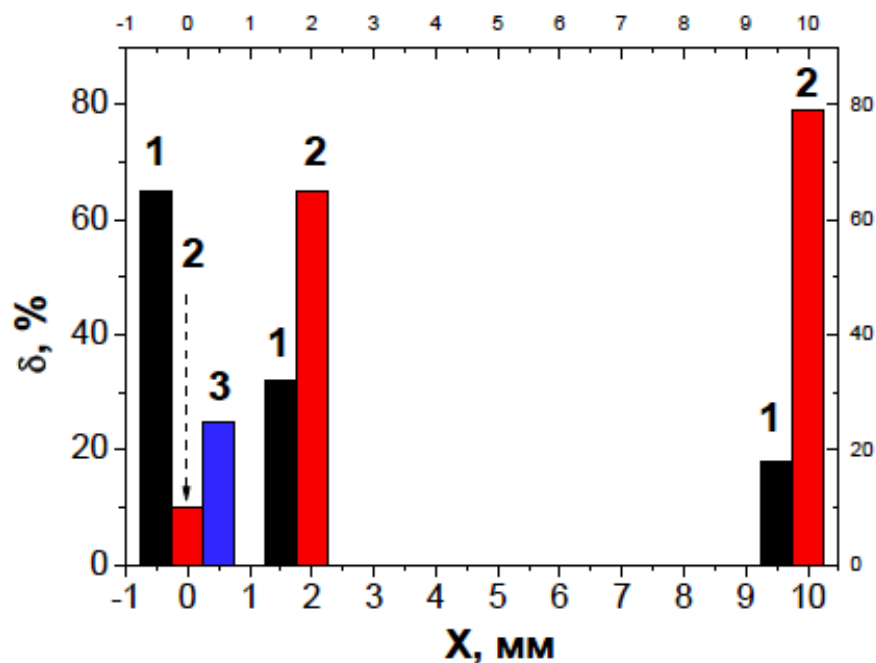


Рисунок 4.53 – ПЭМ изображение феррито-карбидной смеси. Частицы цементита указаны стрелками

На рисунке 4.54 представлена диаграмма распределения структурных составляющих.



1 – вырожденный + разрушенный перлит; 2 – пластинчатый перлит; 3 – феррито-карбидная смесь

Рисунок 4.54 – Гистограмма распределение структурных составляющих

Анализируя рисунок 4.54 можно утверждать, что формируется градиент структурных составляющих [184-189].

Дислокационная субструктура представлена в виде хаоса и сеток (рисунок 4.55, а) [110, 116]. Величина $\langle \rho \rangle$ растет по мере приближения к поверхности выкружки (рисунок 4.55, б). Такое преобразование $\langle \rho \rangle$ наиболее заметно в пластинчатом перлите, а в вырожденном и разрушенном перлите – наименее.

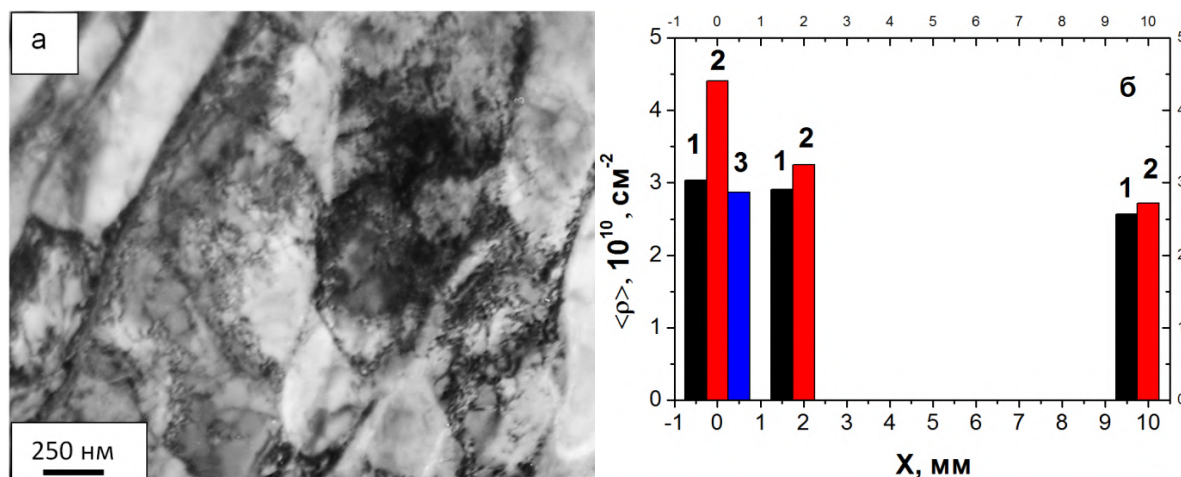


Рисунок 4.55 – ПЭМ Изображение дислокационной субструктуры (10 мм от поверхности) (а); б – распределение $\langle \rho \rangle$ (1 –вырожденный + разрушенный перлит; 2 – пластинчатый перлит; 3 – феррито-карбидная смесь)

При пропущенном тоннаже 1411 млн тонн выявлены изгибные контуры экстинкции (рисунок 4.56, а). Согласно классификации, приведенной в [124, 135] это может приводить к упругому, пластическому и упруго-пластическому изгибу решетки.

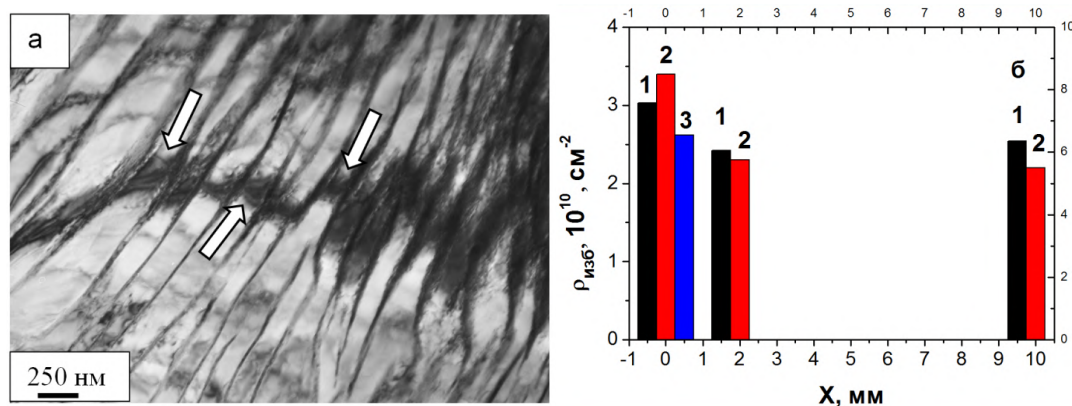


Рисунок 4.56 – ПЭМ изображение контуров экстинкции (указаны стрелками) (а); б – распределение $\langle \rho_{изб.} \rangle$ (1 – вырожденный + разрушенный перлит; 2 – пластинчатый перлит; 3 – феррито-карбидная смесь

Из рисунка 4.56,б следует, что наибольшие $\langle \rho_{изб.} \rangle$ фиксируется в пластинчатом перлите, а наименьшее в феррито-карбидной смеси. С ростом расстояния от поверхности выкружки $\langle \rho_{изб.} \rangle$ снижается [184-189].

Анализ рисунков 4.56,а и 4.57,б позволяет заключить, что $\langle \rho_{изб.} \rangle$ локализовано в объеме перлитных колоний, а на глубине 2 мм – в объеме нескольких пластин цементита. На поверхности выкружки рисунок 4.57,б контуры экстинкции находятся в пластинах феррита. Это позволяет говорить о формировании градиента объема локализации полей напряжений. Такое поведение $\langle \rho_{изб.} \rangle$ может привести к охрупчиванию рельсов и их выходу из стоя.

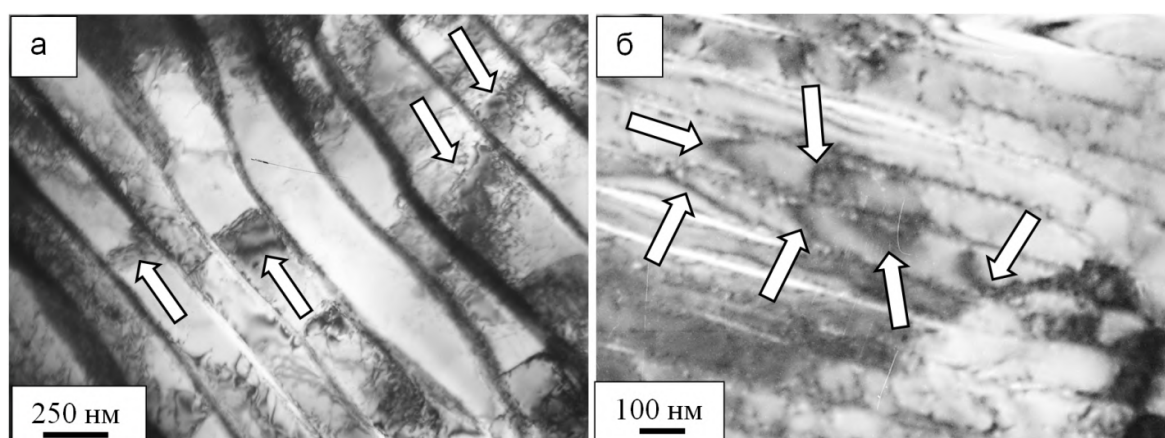


Рисунок 4.57 – ПЭМ изображение контуров экстинкции на глубине 10 мм (указаны стрелками)

Стадии преобразования пластинчатого перлита в рельсовой стали при пропущенном тоннаже 1411 млн тонн

В наших работах [184-189] было показано, что процесс разрушения перлита на поверхности по центральной оси протекает более интенсивно чем на поверхности выкружки.

В работах [119, 158, 192, 193] рассмотрены два основных механизма преобразования цементита, определяемые типом дислокационной субструктуры и ее плотностью [184-189].

Стадии преобразования пластинчатого перлита при пропущенном тоннаже 1411 млн тонн те же, что и при 691,8 млн тонн. Анализ ПЭМ изображений структуры рельсов подтверждает это. Необходимо отметить, что увеличение пропущенного тоннажа смещает эти стадии в сторону их возрастания, то есть завершенность протекания механизмов перерезания, вытягивания и повторного выделения наноразмерных карбидных частиц усиливается.

В работах [194, 195] проанализировано перемещение атомов углерода за счет изменения состояний электронной подсистемы металла рельсов. По мнению школы академика В.Е. Панина процесс реализуется при невысоких температурах.

Механизмы массопереноса атомов углерода проанализированы в работах [165, 167, 192 - 196].

4.7. Основные механические и трибологические параметры

Из результатов механических испытаний (таблица 4.9) следует, что требования РЖД по механическим свойствам удовлетворены. В таблице 4.10 приведены результаты твердости по Роквеллу по разным направлениям в головке рельсов.

Таблица 4.9 – Результаты механических испытаний

№ плавки	КСU +20°C		Твёрдость, НВ					
	Дж/см ²		ПКГ	10 мм	выкружка		22 мм	шейка
					№1	№2		
29861	30	27	388 399	381	364	362	373	345
Требования ТУ 0921- 276–01124323-2012	не менее		363-	не менее				не более
	15		401	341				341

Таблица 4.10 – Твёрдость металла по Роквеллу

№ плавки	Место измерения	Твёрдость HRC, на расстоянии от поверхности, мм		
		2	10	22
29861	Рабочая выкружка	38,5	35,5	34,8
	Центр	37,1	35,8	35,6
	Нерабочая выкружка	35,3	35,5	35,2

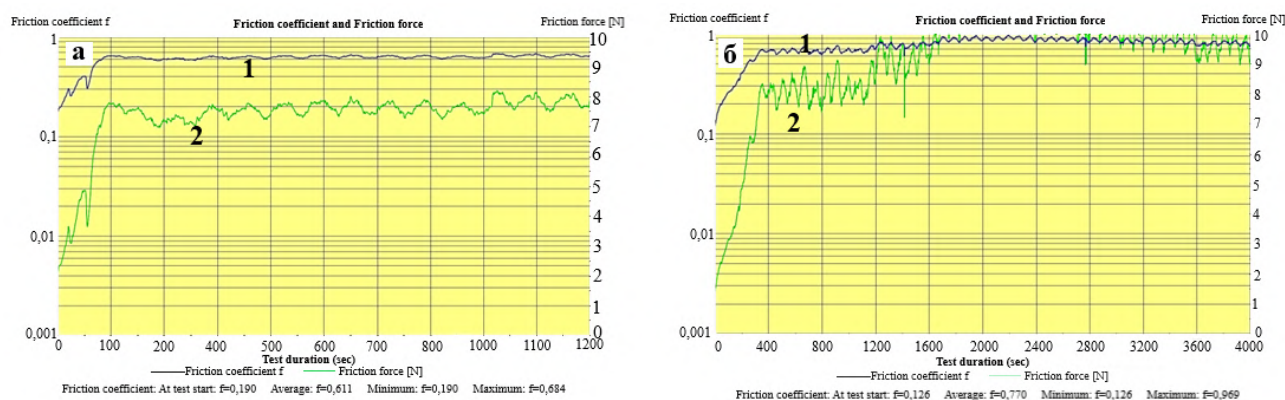
Из таблицы 4.10 следует, что из-за более интенсивной пластической деформации рабочей выкружки значения ее твердости превышают соответствующие величины для не рабочей выкружки на глубине 2 мм.

Результаты трибологических испытаний (таблица 4.11) указывают на то, что износ поверхности катания уменьшился в 1,7 раза по отношению к объему.

Таблица 4.11 – Результаты трибологических испытаний

Место испытаний	μ	$k, 10^{-5}, \text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$
Слой на глубине 10 мм	0,6	2,0
Поверхность катания	0,76	0,3

Из рисунка 4.58,а,б вытекает, что характер поведения коэффициента трения различен для объема стали и поверхности катания (рисунок 4.58,а и рисунок 4.58,б).



а – испытания проведены на глубине 10 мм, б – на поверхности катания

Рисунок 4.58 – Изменение трибологических параметров (коэффициент трения – 1; сила трения (в Н) – 2)

Коэффициента трения на расстоянии 10 мм от поверхности катания стабилизируется через 100 с, а на поверхности катания через 400 с. Это подтверждают профили дорожек трения (рисунок 4.59). На поверхности катания дорожка трения имеет более гладкий профиль.

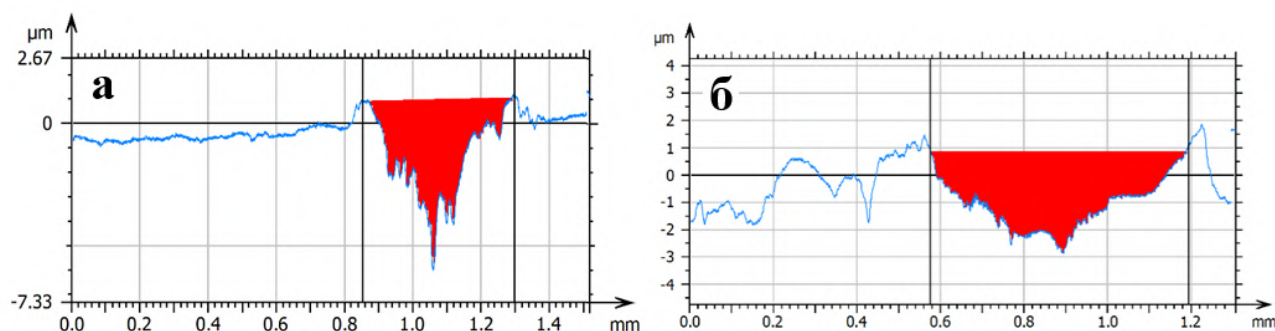


Рисунок 4.59 – Профиль дорожек трения (а – 10 мм от поверхности; б – поверхность катания)

Таким образом, независимо от направления в головки рельсов эксплуатация приводит к упрочнению поверхности глубиной до 100 мкм. Это обеспечивает рост износостойкости 1,7 раза.

Пропущенный тоннаж 1411 млн тонн формирует градиентную структуру. Проанализированы механизмы и стадии разрушения пластинчатого перлита. Выявлен рост микроискажений и параметра кристаллической решетки. Избыточная и скалярная плотность дислокаций растут в 1,5 раза по сравнению с исходным состоянием.

Установлено градиентное изменение морфологических составляющих структуры рельсов. Для выявления природы упрочнения необходимо провести количественную оценку механизмов на разных структурно-масштабных уровнях.

ГЛАВА 5. СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ РЕЛЬСОВ

Результаты исследований, представленные главе, опубликованы в работах [197-207].

Как уже отмечено в главе 3, в монографиях [123, 208] после различных сроков эксплуатации выполнен анализ структурно-фазовых состояний, тонкой субструктуры и свойств. При дифференцированной закалки рельсов формируется пластинчатый, вырожденный перлит и структурно свободный перлит. α -железа и карбид железа (Fe_3C) являются основными фазами. Согласно know how АО Евраз-ЗСМК скорости охлаждения в головке рельсов в разных местах различны.

5.1. Макро- и микромасштабные уровни

Анализ микроструктуры рельсов на глубине 10 мм по разным направлениям (рисунок 5.1, а, б) позволил определить средний размер зерна. Он соответствует номеру 8 (8,22-8,33). Из распределения зерен по размерам (рисунок 5.2, а) было установлено, что средний размер вдоль оси симметрии составляет 21,99 мкм, а вдоль радиуса скругления 22,99 мкм. Распределения зерен (рисунок 5.2, а, б) является унимодальными.

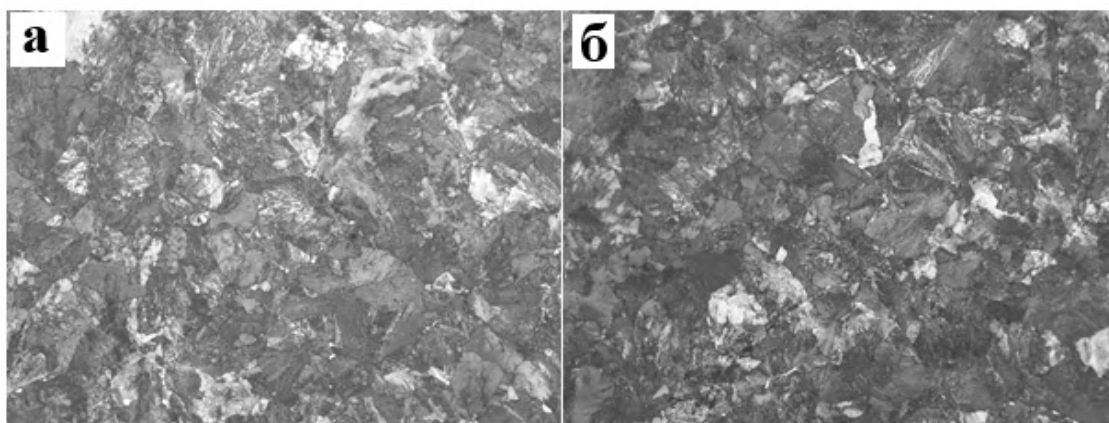


Рисунок 5.1 – Микроструктура по разным направлениям в головки рельсов (а – центральная ось; б – радиус скругления выкружки). x500

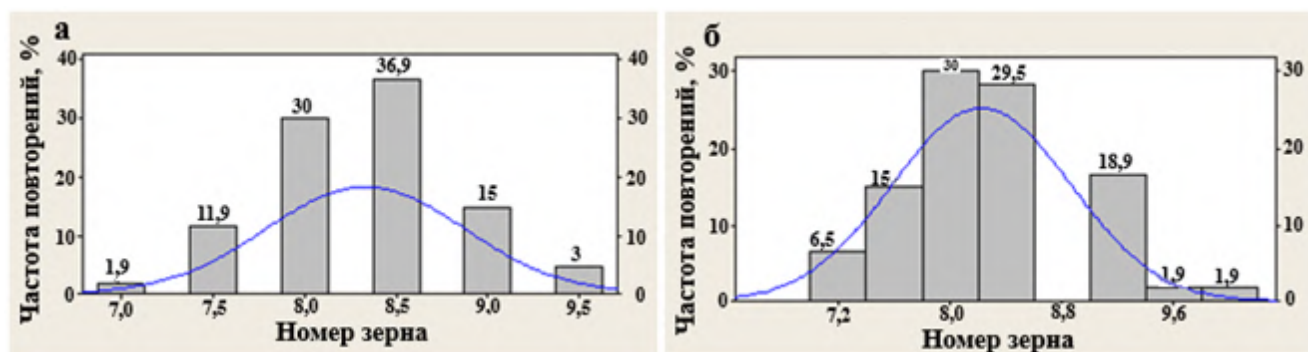


Рисунок 5.2 – Распределения зерен (а – центральная ось; б – радиус скругления выкружки)

В других местах рельса (рисунок 5.3, а, б) также выявлена поликристаллическая структура.

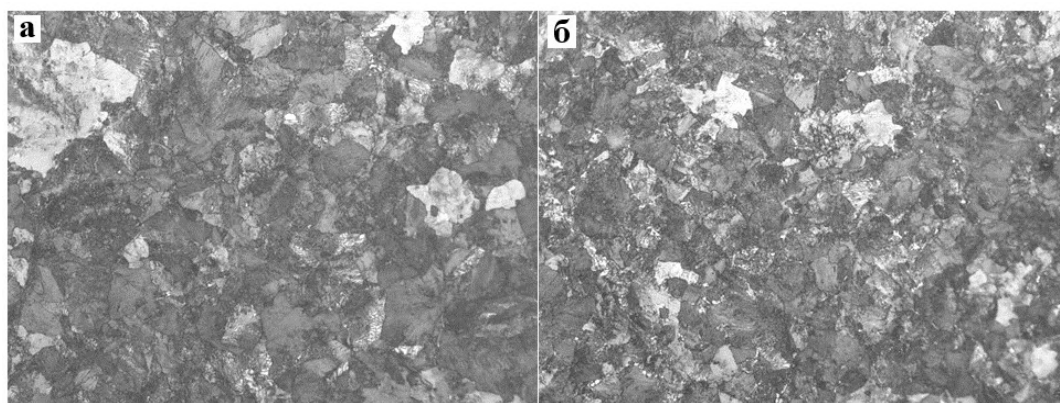


Рисунок 5.3 – Микроструктура рельсов в шейке (а) и в подошве (б). x500

Более детальное исследование микроструктуры рельсов проведено методами СЭМ и ПЭМ. Методами СЭМ подтверждена структура зерен пластинчатого перлита и структурно-свободного феррита (рисунок 5.4). При сверхдлительной эксплуатации вдоль границ зерен перлита присутствует феррит. В зоне выкружки и в центральной части головки выявлен вырожденный перлит (рисунок 5.4).

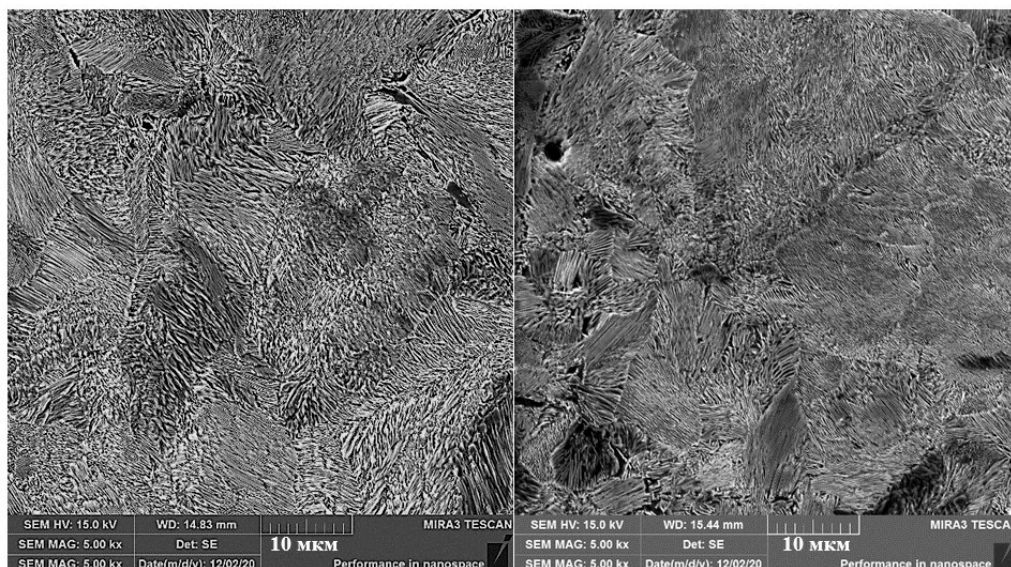


Рисунок 5.4 – СЭМ изображение микроструктуры головки рельсов

Количественная оценка зерен перлита с разбросом значений межпластинчатого расстояния (МПР) представлена в таблицах 5.1 и 5.2.

Таблица 5.1 – Значение параметров перлита

Место анализа	Межпластинчатое расстояние, нм			Размер перлитных колоний, мкм		
	мин	макс	сред.	мин	макс	сред.
Поверхность катания	60	194	118	4,54	15,76	7,41
Поверхность выкружки	80	164	117	4,88	12,72	8,42

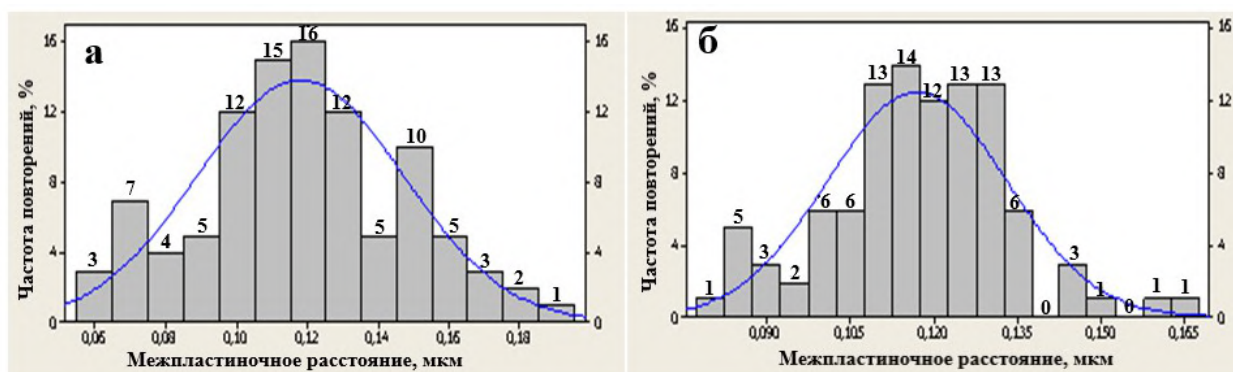


Рисунок 5.5 – Частотное распределение межпластинчатого расстояния (а – центральная ось; б – радиус скругления выкружки)

Анализ распределения размера перлитных колоний (рисунок 5.6) свидетельствует о том, что он на поверхности изменяется от 4,54 до 15,76 мкм (таблица 5.2), а на поверхности выкружки от 4,88 до 12,72 мкм. Из унимодального вида функций распределения следует, что максимум смещается в сторону больших значений (рисунок 5.6, б).

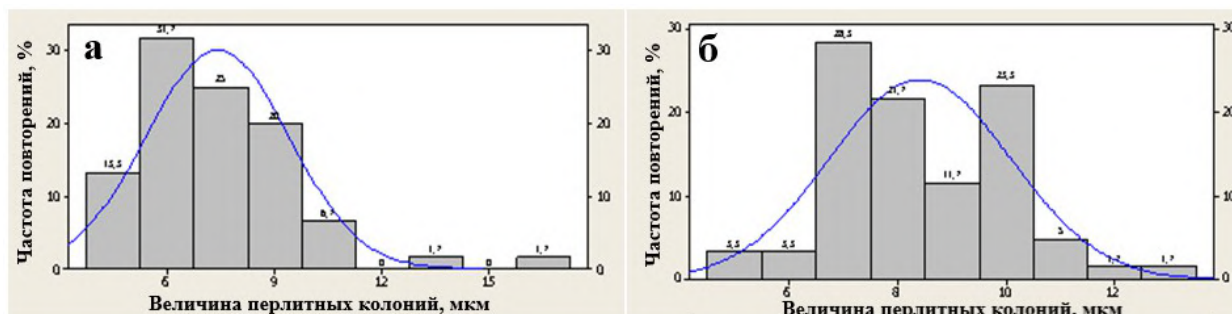


Рисунок 5.6 – Распределение величины перлитных колоний (а – центральная ось; б – радиус скругления выкружки)

Методами ПЭМ было установлено несколько морфологических состояний перлита. Во-первых, пластинчатый перлит (рисунок 5.7, а), поперечные размеры у пластин цементита и феррита различны [102, 110, 111].

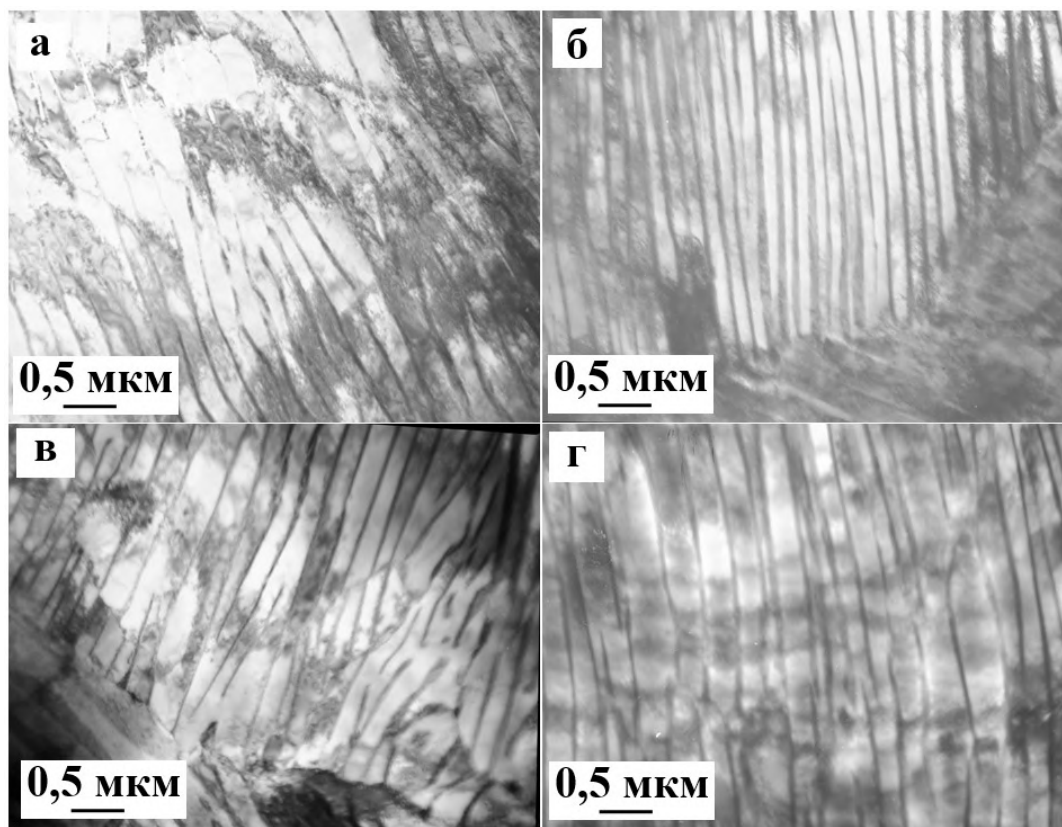


Рисунок 5.7 – Структура пластинчатого перлита (а, б – центральная ось; в, г – радиус скругления выкружки)

На рисунке 5.8,а показано искривление пластин цементита и ферритные мостики между ними (рисунок 5.8, б) [150].

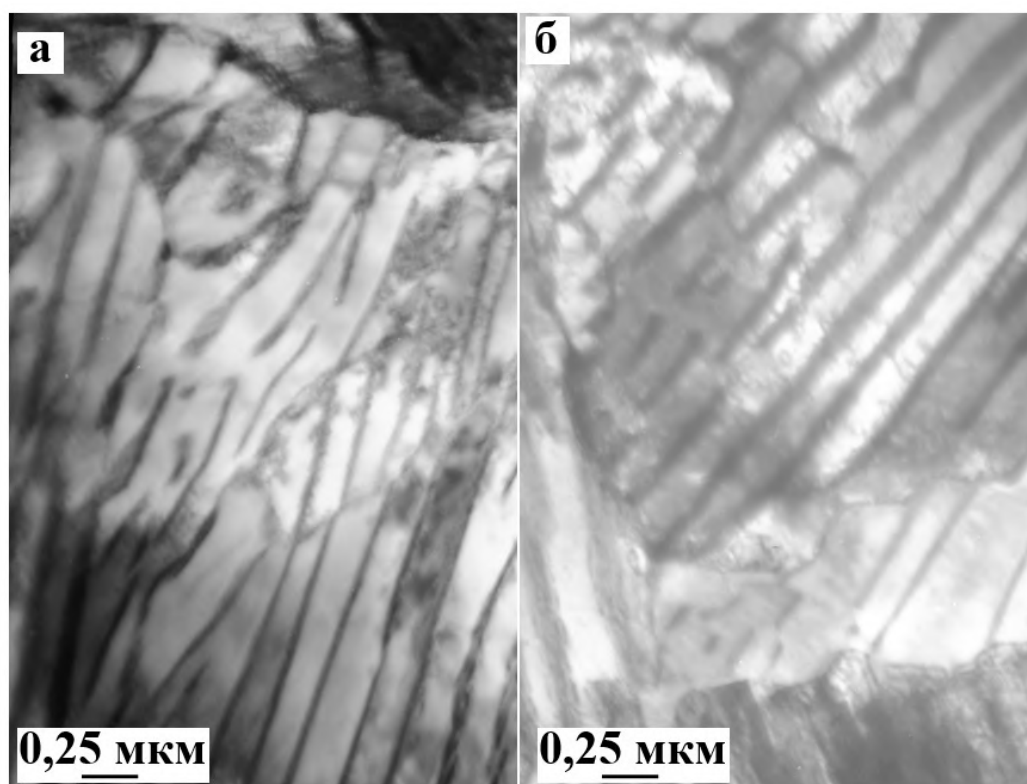


Рисунок 5.8 – ПЭМ изображение пластинчатого перлита

Во-вторых, зерна вырожденного перлита (рисунок 5.9).

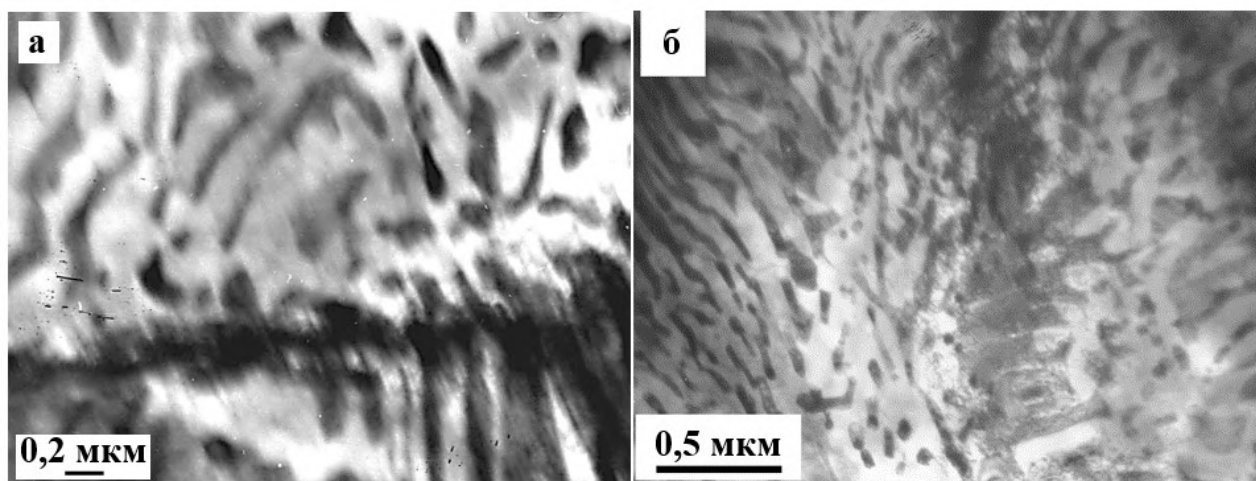


Рисунок 5.9 – Электронно-микроскопическое изображение вырожденного перлита

Объемная доля пластинчатого перлита составляет 0.70 и 0.74 по центральной оси и радиусу выкружки, соответственно. На рисунке 5.10 видна хаотическая дислокационная субструктура, со скалярной плотностью дислокаций

$\langle \rho \rangle = 2,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ по центральной оси и $\langle \rho \rangle = 3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ вдоль радиуса скругления.

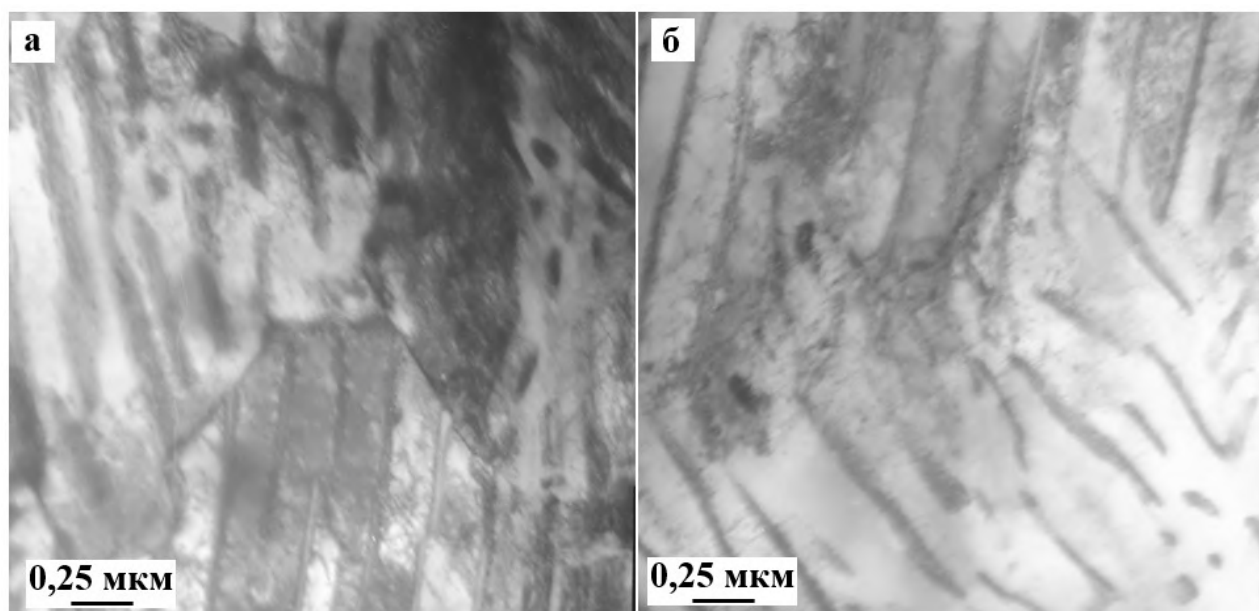


Рисунок 5.10 – ПЭМ изображение хаотической дислокационной субструктуры

Анализ изгибных контуров экстинкции, представленных на рисунке 5.11, позволяет оценить ПЭМ внутренние (дальнодействующие) поля напряжений [110, 111, 191].

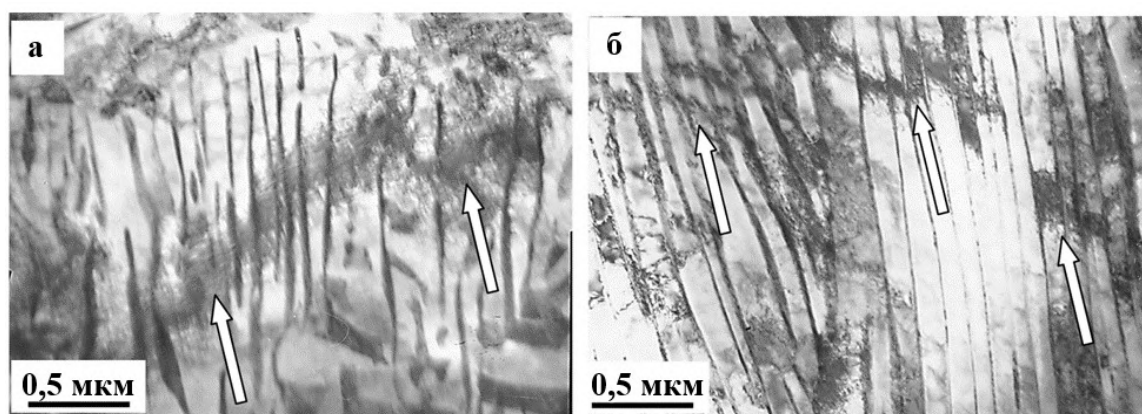


Рисунок 5.11 – ПЭМ изображение контуров экстинкции. Контур экстинкции указаны стрелками

Считается [209-213], что источниками полей напряжений являются внутри- и межфазные границы раздела и объемные дефекты. Из рисунков 5.11 и 5.12 следует, что в нашем случае источниками полей напряжений являются межфазные границы феррит-цементит, цементит в вырожденном перлите, и внутрифазные границы [214-222]. Это справедливо для любых значений пропущенного тоннажа.

Значения избыточной плотности дислокаций равны $2,08 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $1,84 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ для центральной оси и радиуса выкружки, соответственно.

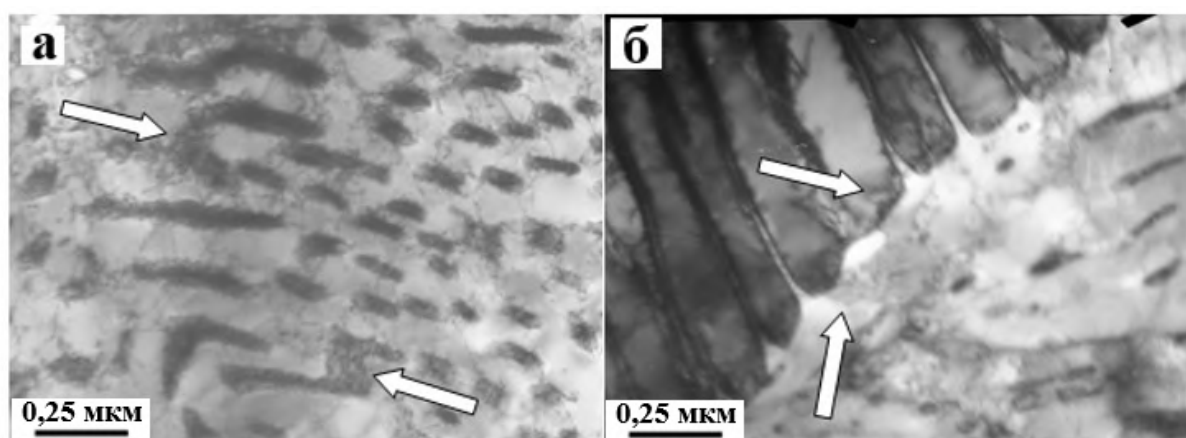


Рисунок 5.12 – ПЭМ изображение изгибных контуров экстинкции

Как уже отмечалось, при эксплуатации пластины цементита разрушаются. Оценки показывают, что его объемные доли на глубине 10 мм составляют 10,4% и 9,6%, соответственно, для центральной оси и радиуса скругления выкружки. Это приводит к значению концентрации углерода 0,74 масс.% и 0,69 масс.%, соответственно. Данные оценки согласуются с результатами анализа химического состава [214-222].

5.2. Изменение механических свойств при тоннаже 1770 млн. тонн

Из таблицы 5.2. вытекает, что требования ТУ 0921-276-01124323-2012 к твердости полностью удовлетворены. Были выбраны расстояния 2, 5, 10 и 22 мм по разным направлениям в головке рельсов. Из таблицы 5.3 следуют снижение

твердости от 36,8 – 37,0 HRC на глубине 2 мм до 34,5-35 HRC на максимальной глубине.

Таблица 5.2 – Твердость по сечению темплета рельсов

Место анализа	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	352- 401	не менее				не более			-
		341			321	341	363		

ПКГ – поверхность катания головки

Таблица 5.3 – Твердость в головки рельсов

Место измерения	Твердость HRC			
	2 мм	5 мм	10 мм	22 мм
Рабочая выкружка	37,0	36,4	35,5	34,5
Центральная ось	37,0	36,5	35,8	35,0
Нерабочая выкружка	36,8	35,9	35,5	34,5

Анализ результатов рисунка 5.13 и таблицы 5.4 свидетельствует о том, что механические свойства удовлетворяют требованиям стандарта рельсов категории ДТ350.

Таблица 5.4 – Механические свойства по сечению темплета

№ образца	Вид испытания – растяжение				Ударная вязкость
	σ_T	σ_B	δ_5	ψ	KCU, +20° C
	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 зоны выкружки	не менее				не менее
	800	1240	9,0	25,0	15

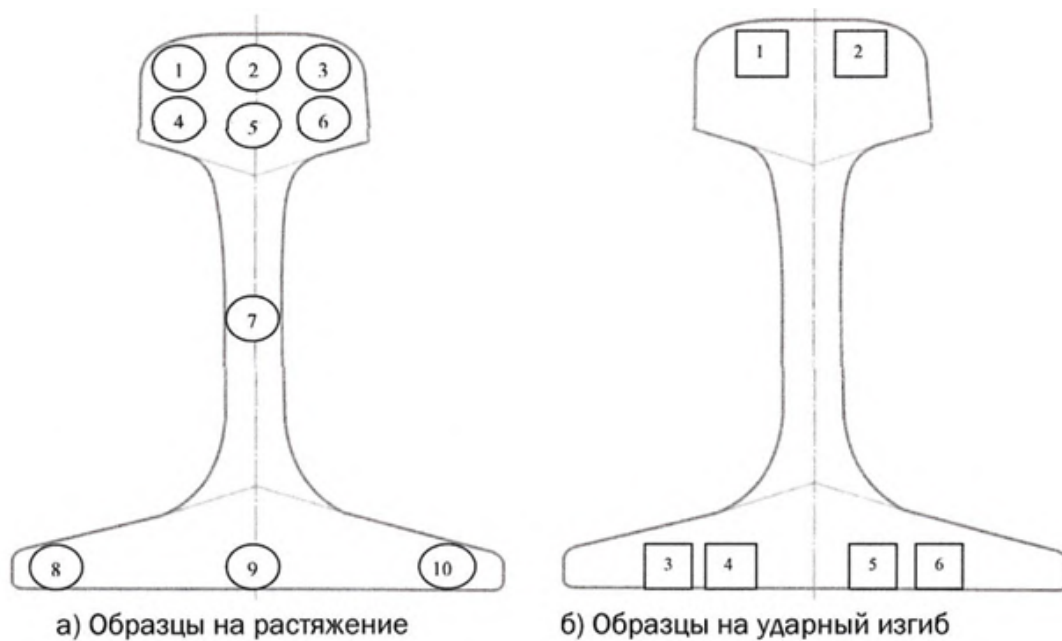


Рисунок 5.13 – Места в сечении темплета для изготовления образцов

Общая картина распределения механических свойств представлена на рисунке 5.14.

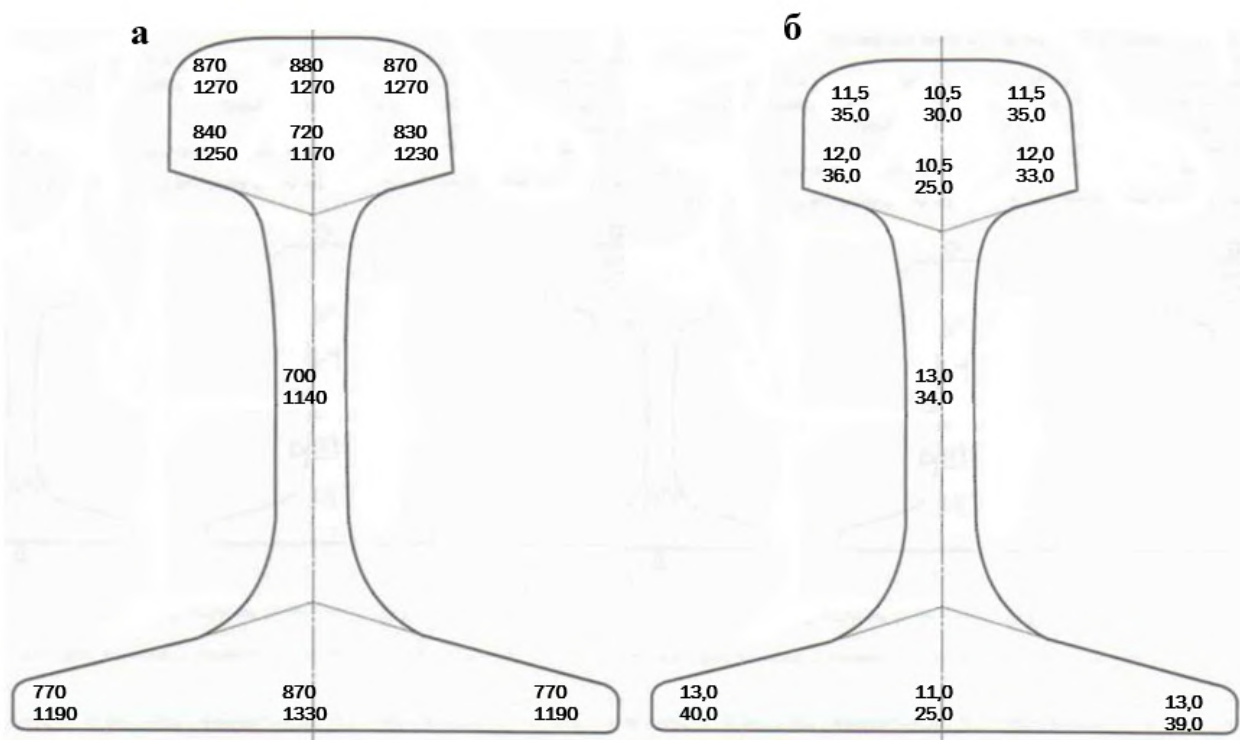


Рисунок 5.14 – Механические свойства рельса категории ДТ350 (σ_t и σ_b – а; δ_5 и ψ – б)

Таблица 5.5 – Микротвердость в головки рельсов

Место измерения	Микротвёрдость, МПа		
	2	5	10
Расстояние по радиусу рабочей выкружки, мм	1668	1455	1285
Расстояние вдоль центральной оси, мм	1666	1448	1274
Расстояние по радиусу нерабочей выкружки, мм	1651	1438	1259

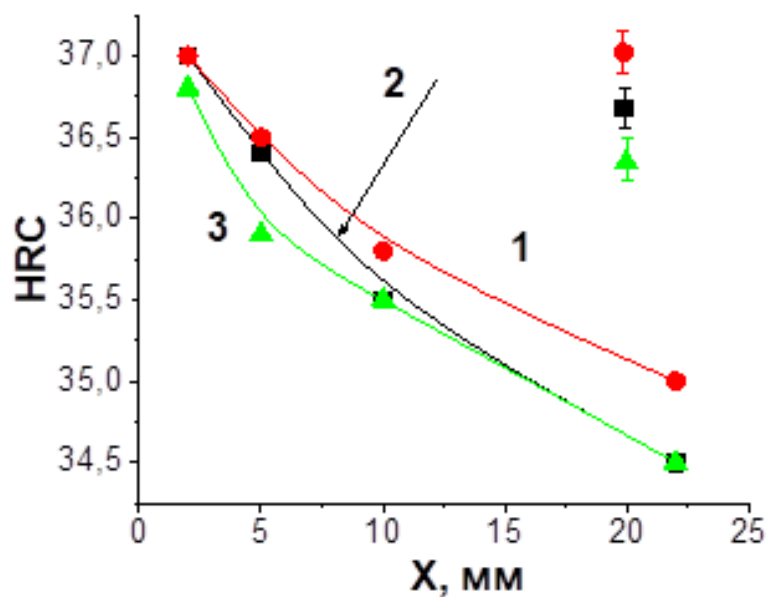


Рисунок 5.15 – Изменение твердости металла в головке рельсов (вдоль оси симметрии – кривая 2; вдоль радиуса скругления рабочей и нерабочей выкружек, кривая 1, 3)

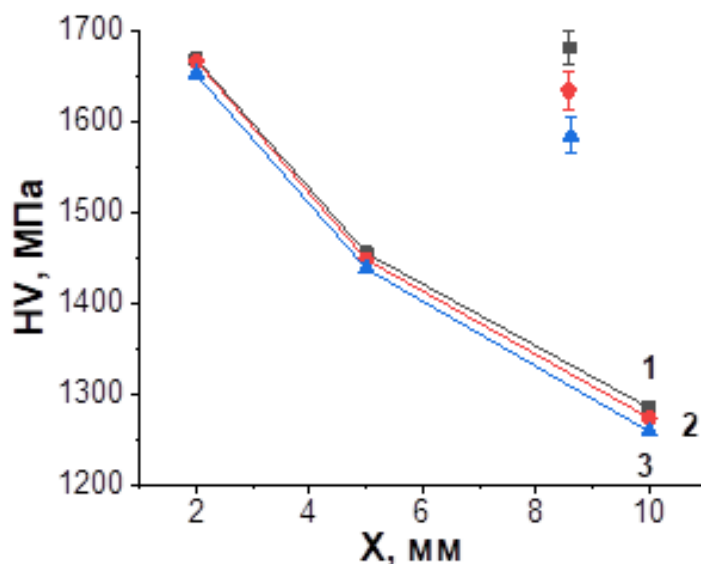


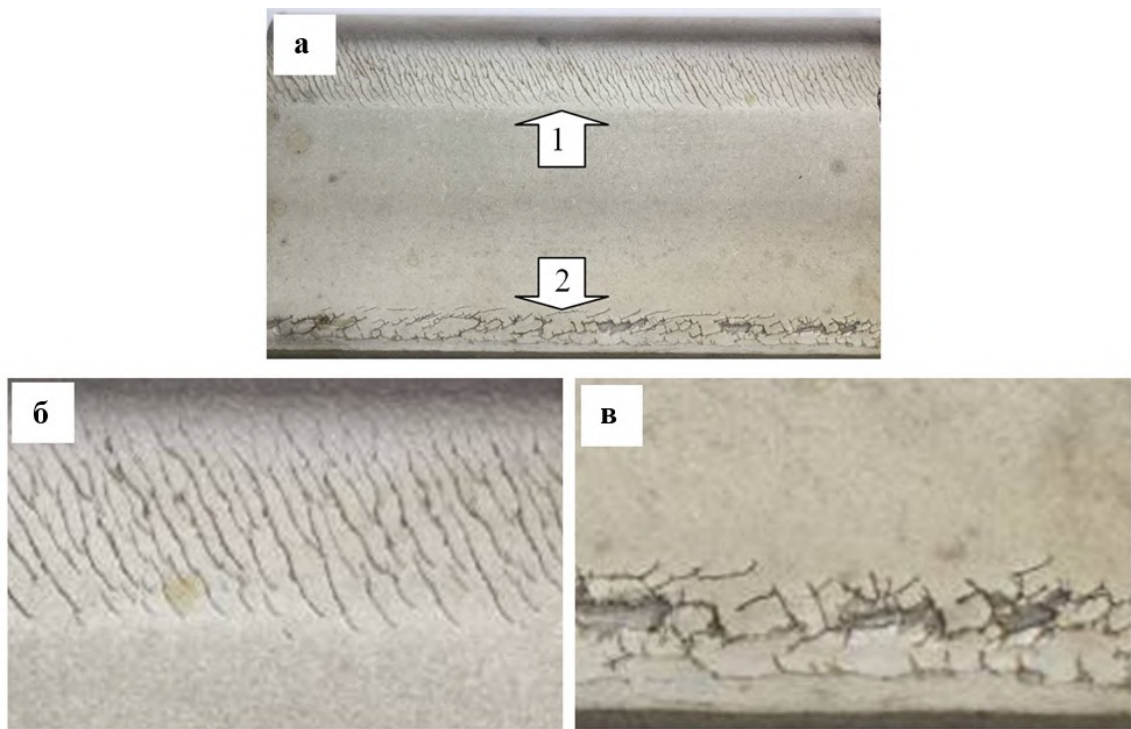
Рисунок 5.16 – Изменение микротвердости металла в головке рельсов (вдоль оси симметрии – кривая 2; вдоль радиуса скругления рабочей и нерабочей выкружек, кривая 1, 3)

Вполне объяснимо, что высокие значения твердости на глубине 2 мм (36,8 – 37,0 HRC) монотонно уменьшаются с ростом расстояния (рисунок 5.15). Минимальное значение микротвердости на глубине 10 мм увеличивается по мере приближения к поверхности головки рельсов. Это соответствует результатам рисунка 5.16.

5.3. Образование различных градиентов в головке рельсов (рабочая выкружка)

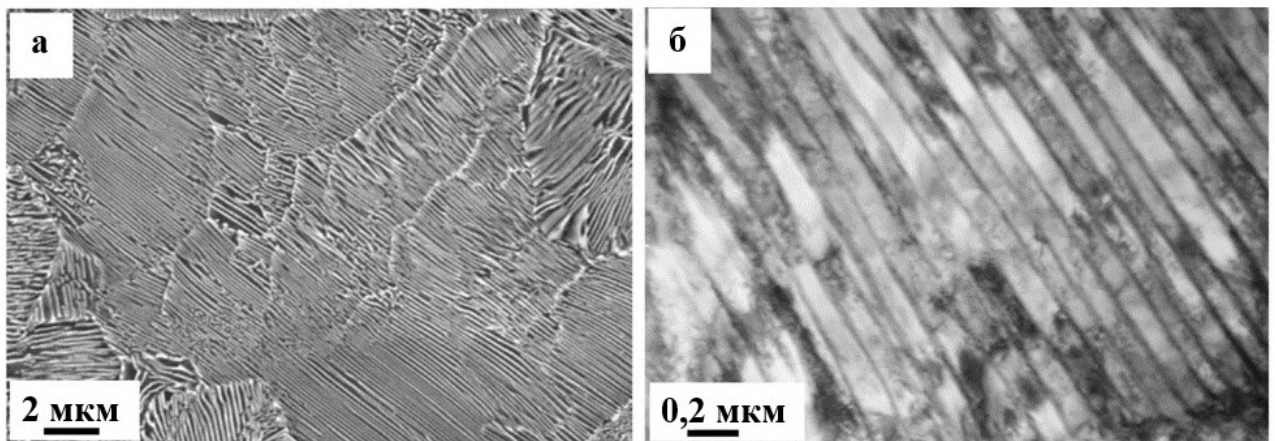
Из рисунка 5.17,а следует, что боковой износ рельса 2,5 мм, а вертикальный 2 мм. Среди макродефектов следует выделить трещины контактной усталости (рисунок 5.17, б) и выкрашивания (рисунок 5.17, в).

На рисунке 5.18 представлена структура пластинчатого перлита при разных увеличениях. При пропущенном тоннаже 1770 млн. тонн структура перлита подвержена значительному преобразованию.



а – (1) рабочая выкружка; (2) нерабочая выкружка; б, в – увеличенные изображения участков 1 и 2

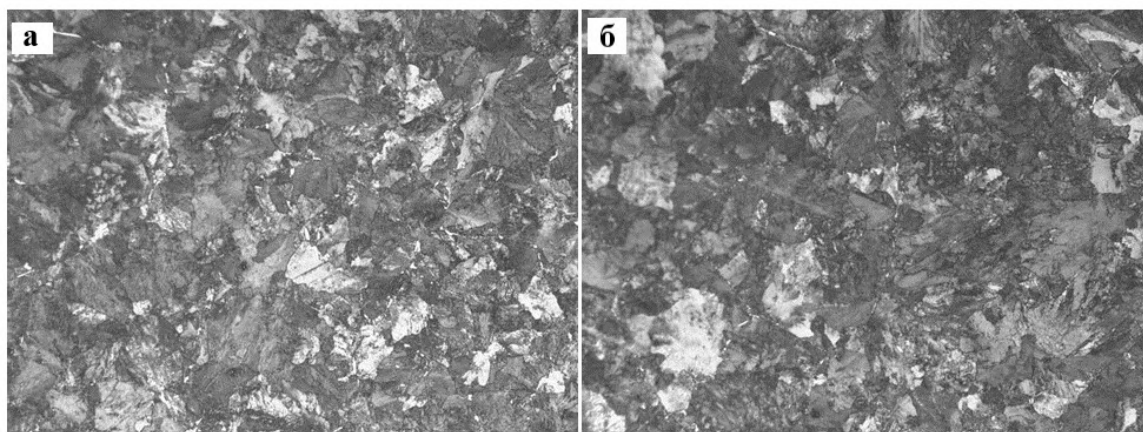
Рисунок 5.17 – Макроструктура поверхности головки рельса



а – методы СЭМ анализа; б – методы ПЭМ анализа

Рисунок 5.18 – Структуры пластинчатого перлита

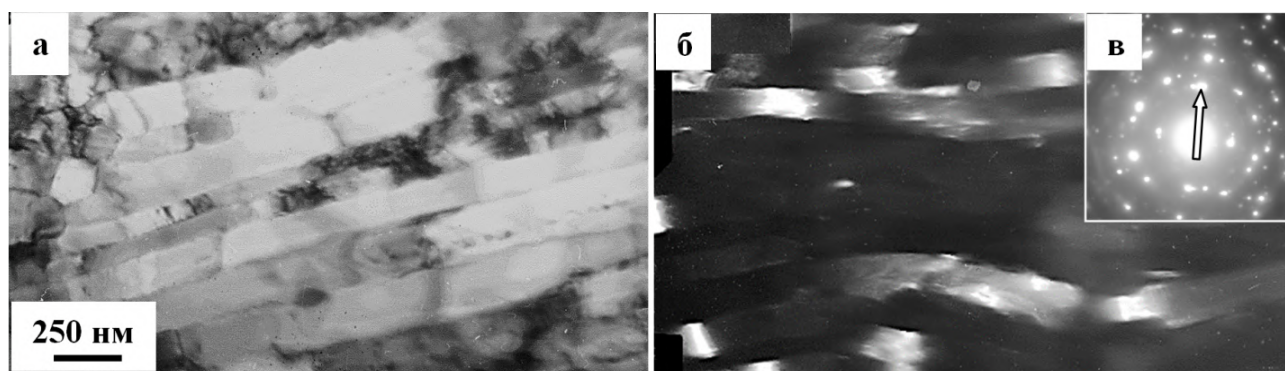
Из сравнения результатов рисунка 5.19 а,б видно уменьшение дисперсности при увеличении расстояния от поверхности.



а – 2 мм; б – 5 мм; х500

Рисунок 5.19 – Микроструктура металла на различной глубине в головке рельса

В слое толщиной до 2 мм сохраняется структура пластинчатого перлита (рисунок 5.20). Феррит фрагментирован, причем продольные размеры почти в 2 раза больше поперечных. Разрушенный цементит (рисунок 5.21) формируется в процессе длительной эксплуатации. При растворении цементита формируются частицы округлой формы (рисунок 5.22 и рисунок 5.23), размерами 15-45 нм.



а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение; в – микроэлектронограмма (рефлекс $[110]\alpha\text{-Fe}$ указан стрелкой)

Рисунок 5.20 – ПЭМ изображение структуры поверхности

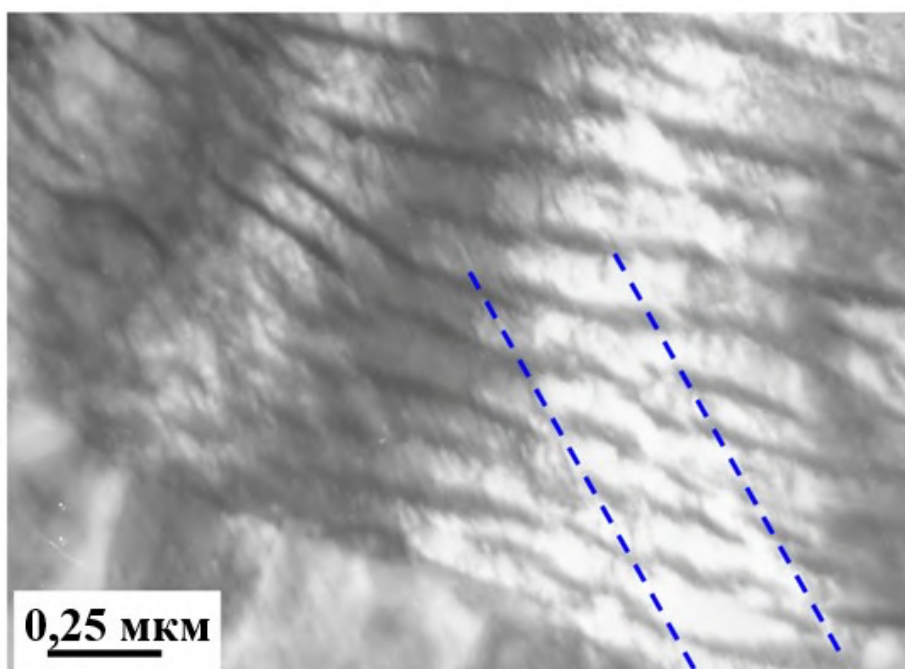


Рисунок 5.21 – ПЭМ изображение структуры на глубине 2 мм. Выделена область с разрушенным цементитом

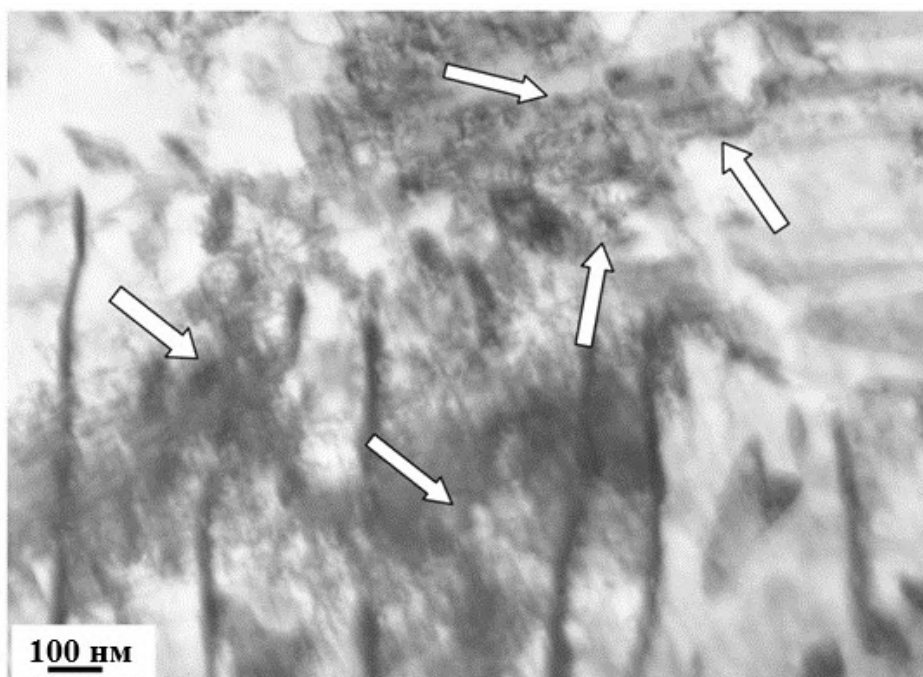


Рисунок 5.22 – ПЭМ изображение наноразмерного цементита на глубине 2 мм

Выявленный размер цементита 10-35 нм (рисунок 5.24) значительно уменьшается при приближении к поверхности. Методами ПЭМ анализа выявлены

субмикро- наноразмерные кристаллиты (150-250 нм) (рисунок 5.25, б) в поликристаллической структуре.

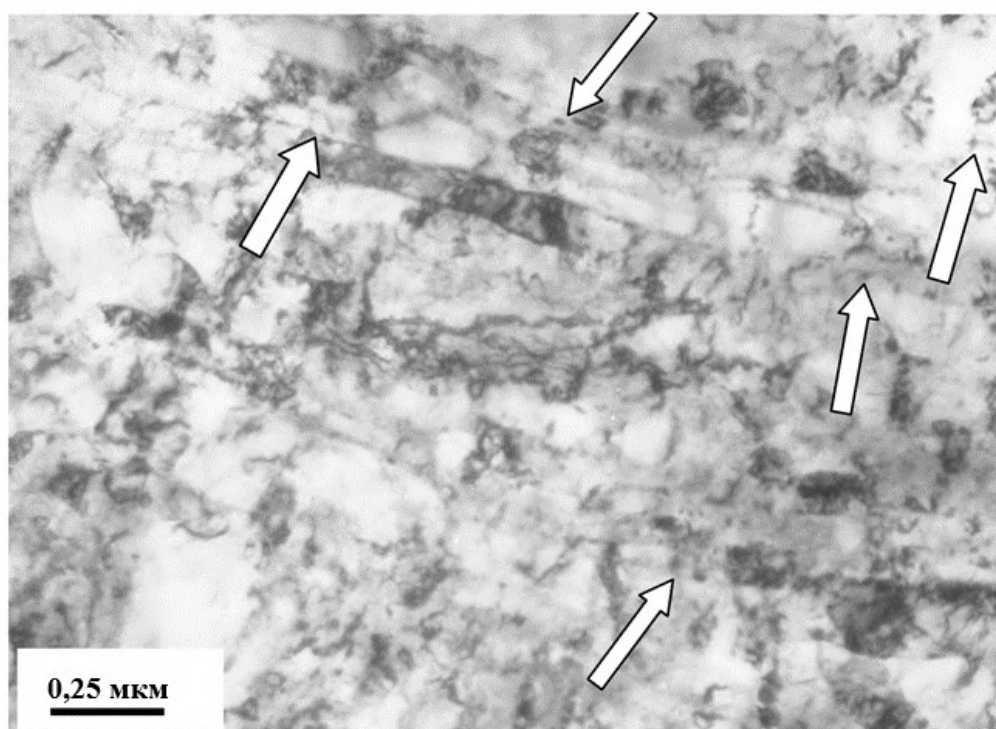
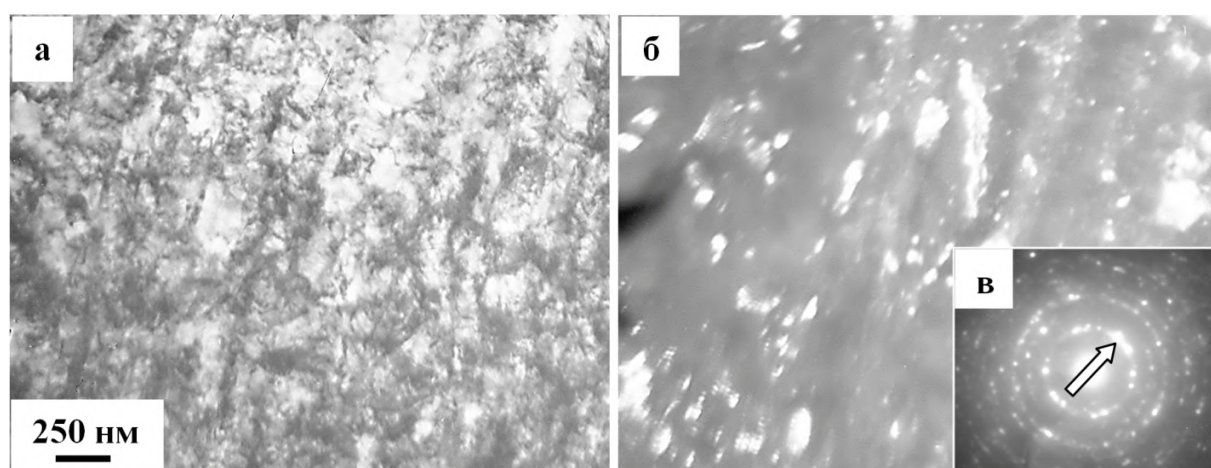


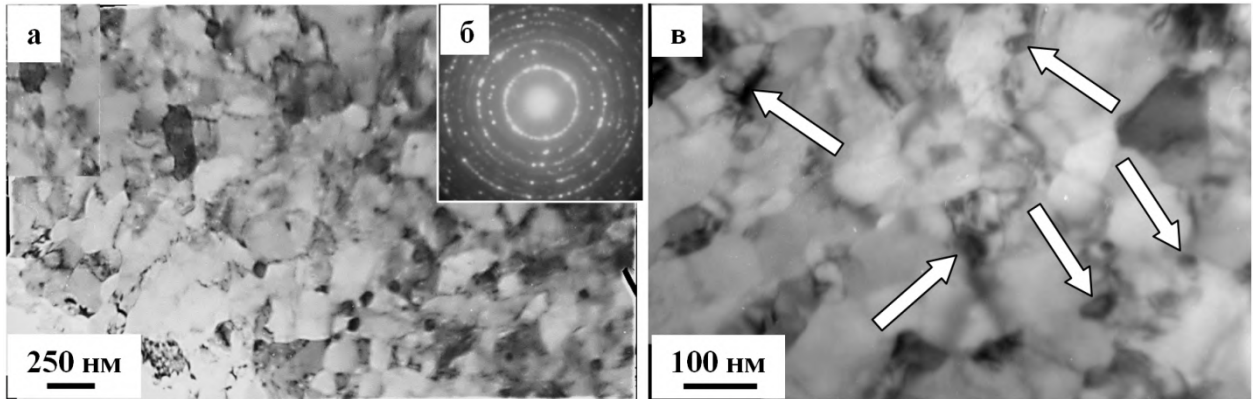
Рисунок 5.23 – ПЭМ изображение овалных пластин цементита на поверхности выкружки



а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение, в – микроэлектроннограмма (рефлекс $[110]\alpha\text{-Fe} + [012]\text{Fe}_3\text{C}$ указан стрелкой)

Рисунок 5.24 – ПЭМ изображение структуры поверхности выкружки

При пропущенном тоннаже 1770 млн тонн (сверхдлительная эксплуатация) возможна динамическая кристаллизация, приводящая к образованию карбидной фазы размерами 25-75 нм (рисунок 5.25).

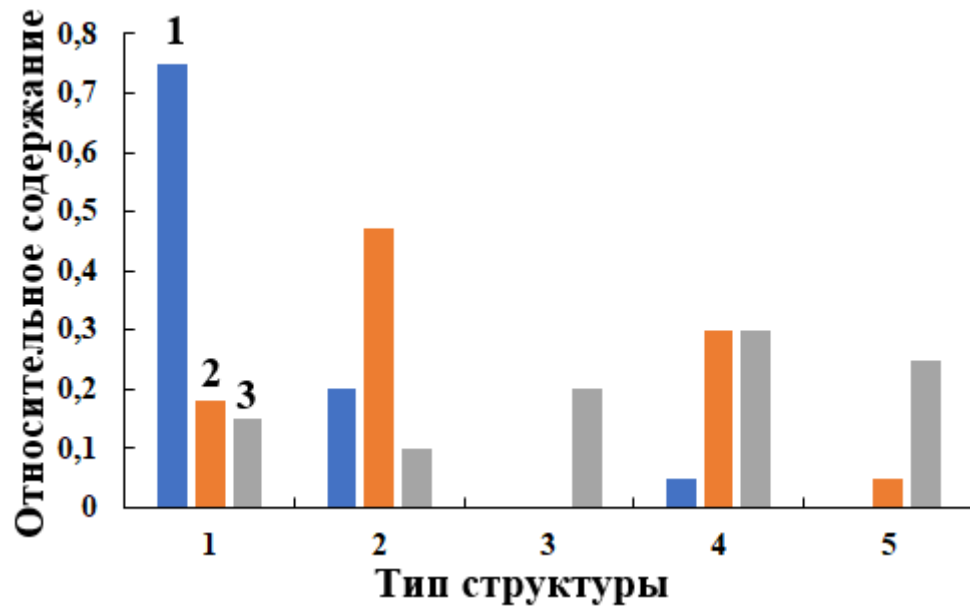


б – микроэлектронограмма

Рисунок 5.25 – Светлопольные изображения (а, в) субмикроструктурной структуры и частиц карбидной фазы (указаны стрелками)

Как уже отмечалось, вдоль радиуса скругления выкружки формируется различные морфологические типы перлит, количественные значения, которых приведены на рисунке 5.26. Анализ этого рисунка позволяет говорить о градиентном характере изменения типов структуры [215-224].

Тип дислокационной субструктуры зависит от расстояния до поверхности по радиусу скругления выкружки (рисунок 5.27).



1, 2, 3 – соответствуют расстояниям 10 мм, 2 мм и 0 мм (цифры вдоль оси абсцисс: 1 – пластинчатый перлит; 2 – разрушенный перлит; 3 – феррито-карбидная смесь; 4 – зерна перлита с наноразмерным цементитом в феррите; 5 – зеренно-субзеренная структура феррита

Рисунок 5.26 – Гистограммы распределения морфологических типов перлита на различном расстоянии вдоль радиуса скругления

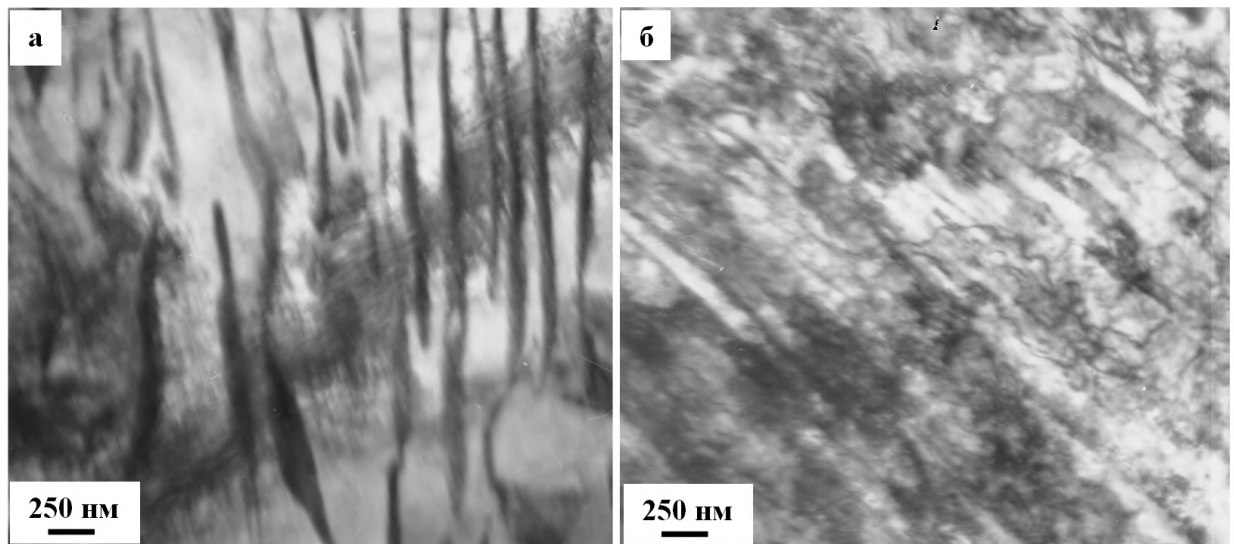


Рисунок 5.27 – Изменение типа дислокационной субструктуры (а – глубина 2 мм; б – поверхностный слой)

При приближении к поверхности головки (рисунок 5.28) параметры тонкой субструктуры возрастают.

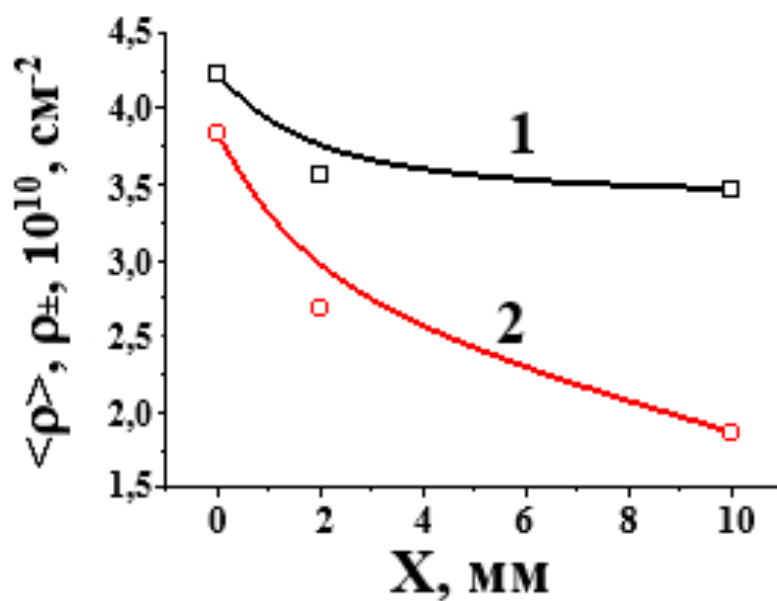


Рисунок 5.28 – Изменение $\langle \rho \rangle$ (кривая 1) и $\langle \rho_{\pm} \rangle$ (кривая 2) с расстоянием от поверхности

Как уже отмечалось ранее, изгибные контуры экстинкции на поверхности (рисунок 5.29) создают внутренние поля напряжений.

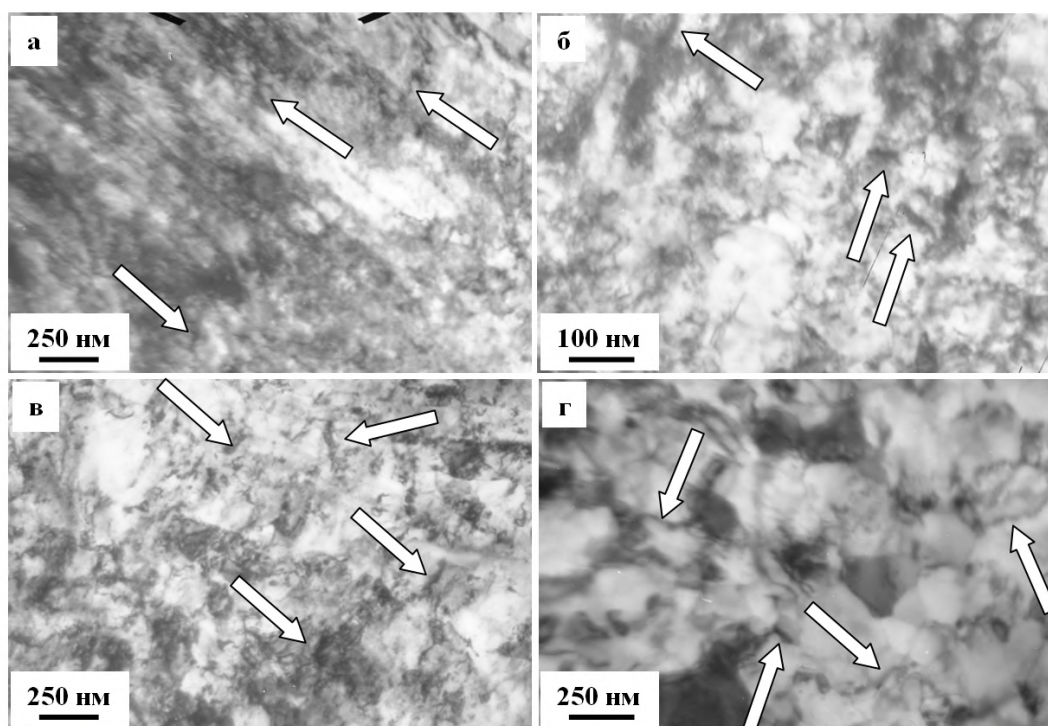


Рисунок 5.29 – ПОМ изображение изгибных контуров экстинкции

Рисунки 5.21 – 5.25 свидетельствуют о разрушении пластин цементита, объемная доля которого на поверхности 3,1%, а на глубине 2 мм – 3,6%. Используя известное соотношение [225] была определена концентрация углерода. Для карбида Fe_3C она составляет 0,26% масс.% и 0,22 масс.% на глубине 2 мм и в поверхности, соответственно. За это могут быть ответственны два механизма – обезуглероживание и динамическое старение. Закрепление дислокаций атомами внедрения будет способствовать упрочнению рельсов и их охрупчиванию [226].

5.4. Образование различных градиентов в головке рельсов

После экстремально длительной эксплуатации в макроструктуре поверхности головки по центральной оси выявлены несплошности глубиной до 0,5 мм (рисунок 5.30). Как уже отмечалось (раздел 5.1) по центральной оси на глубине 10 мм наблюдается зерна пластинчатого перлита (рисунок 5.31), который трансформируется при длительной эксплуатации.

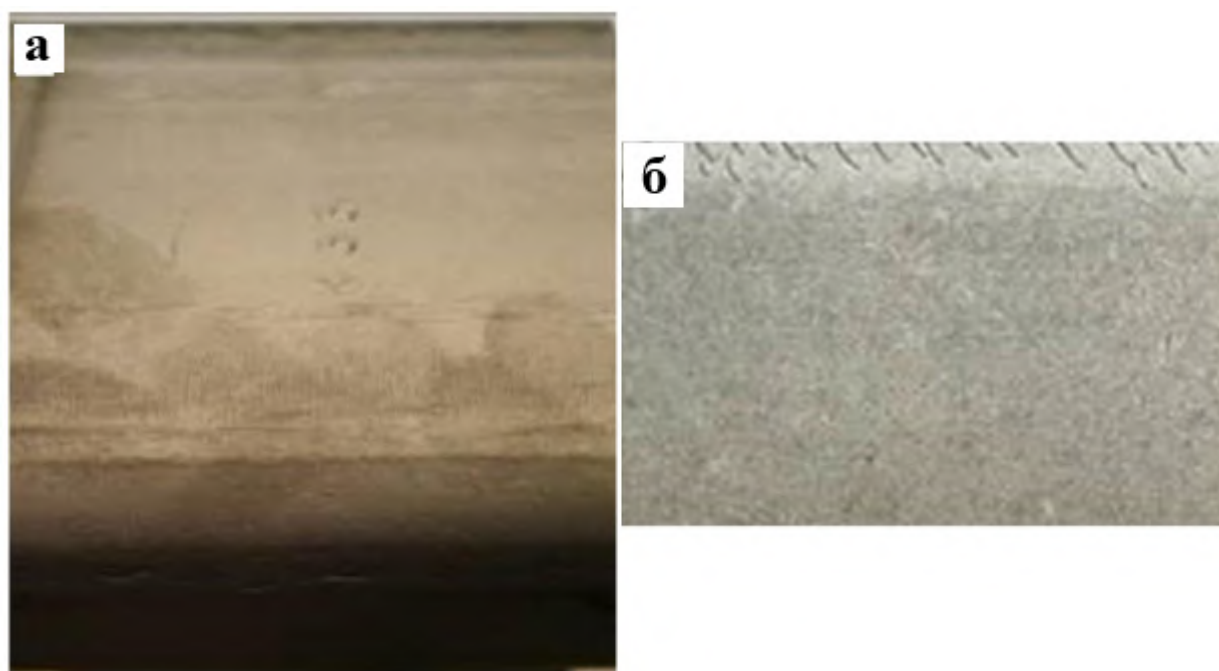


Рисунок 5.30 – Макроструктура поверхности по центральной оси (а); б – ее увеличенное изображение

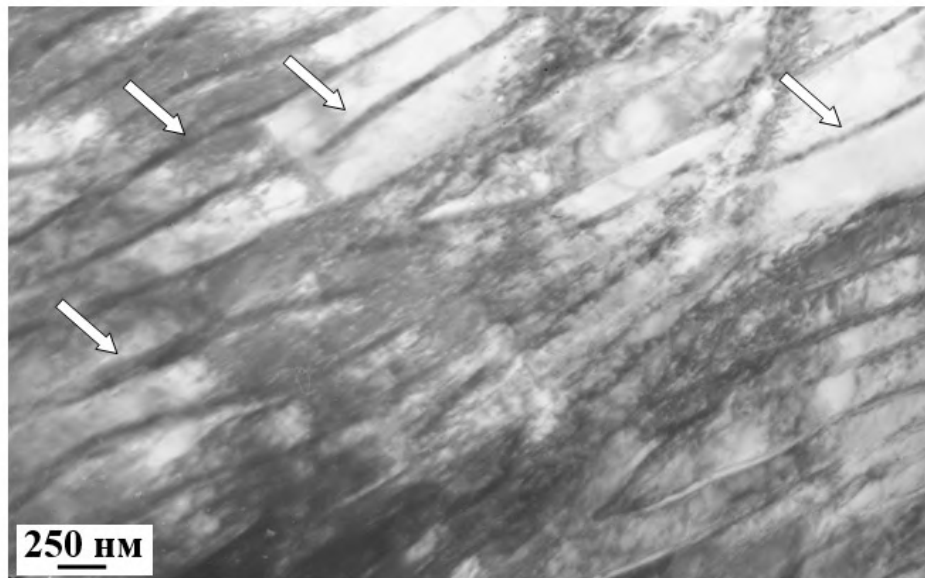
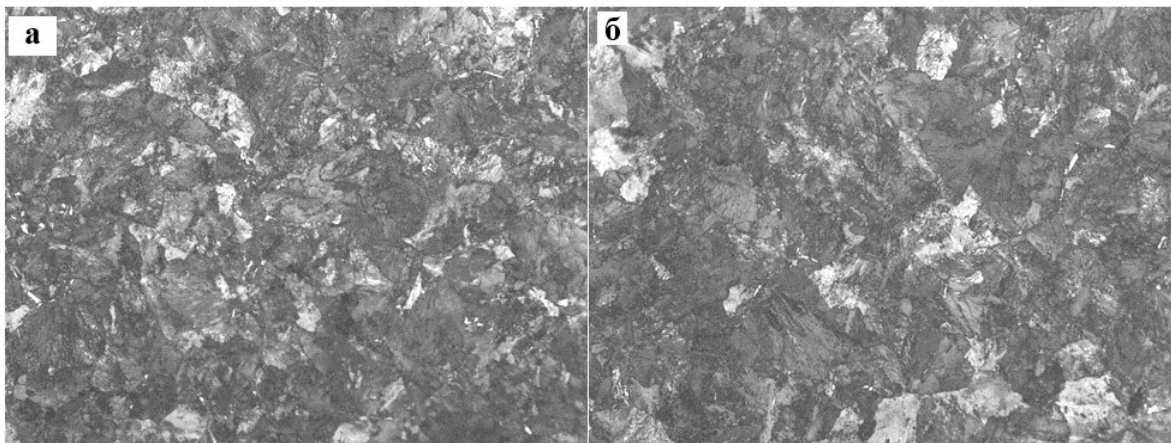


Рисунок 5.31 – ПЭМ изображение пластинчатого перлита (10 мм по центральной оси)

Из рисунка 5.32 следует значительное снижение структуры при удалении от поверхности.

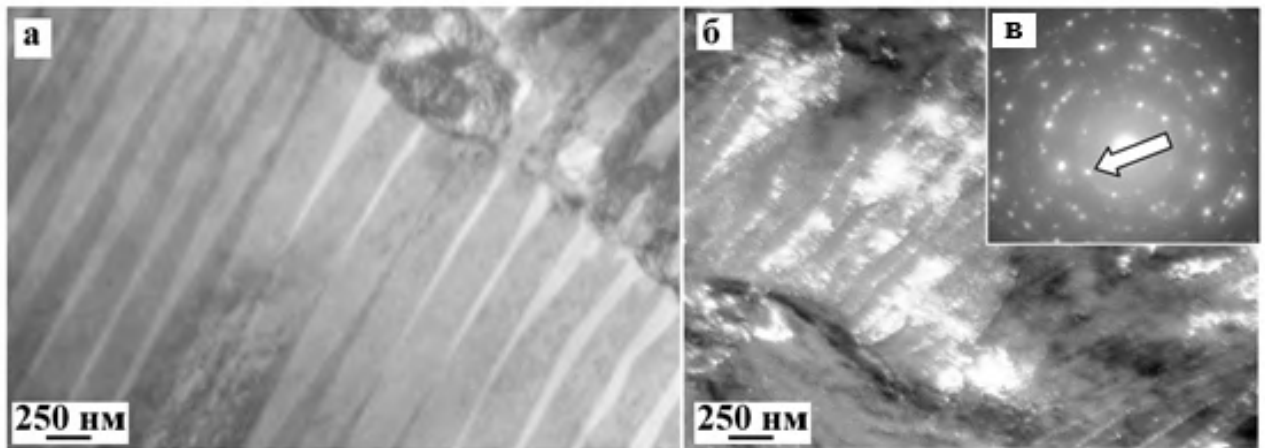


а – 2 мм; б – 5 мм от поверхности. x500

Рисунок 5.32 – Микроструктура рельсов по центральной оси в головке

Анализ работ [215-224] позволяет проследить траекторию преобразования пластинчатого перлита в слое толщиной 2, 0 мм.

1. Выявлен фрагментированный пластинчатый перлит (рисунок 5.33), поперечные размеры фрагментов которого в 2-3 раза меньше продольных размеров (рисунок 5.33).



в – микроэлектрограмма (рефлекс $[110]\alpha\text{-Fe} + [102]\text{Fe}_3\text{C}$ указан стрелкой)

Рисунок 5.33 – Светлопольное (а) и темнопольное (б) изображение пластинчатого перлита на глубине 2 мм

2. При перерезании цементита движущимися дислокациями формируется отдельные фрагменты (рисунок 5.34).

3. При растворении цементита и выходе углерода из решетки Fe_3C наблюдаются округлые частицы цементита, окруженные большим количеством дислокаций (рисунок 5.35).

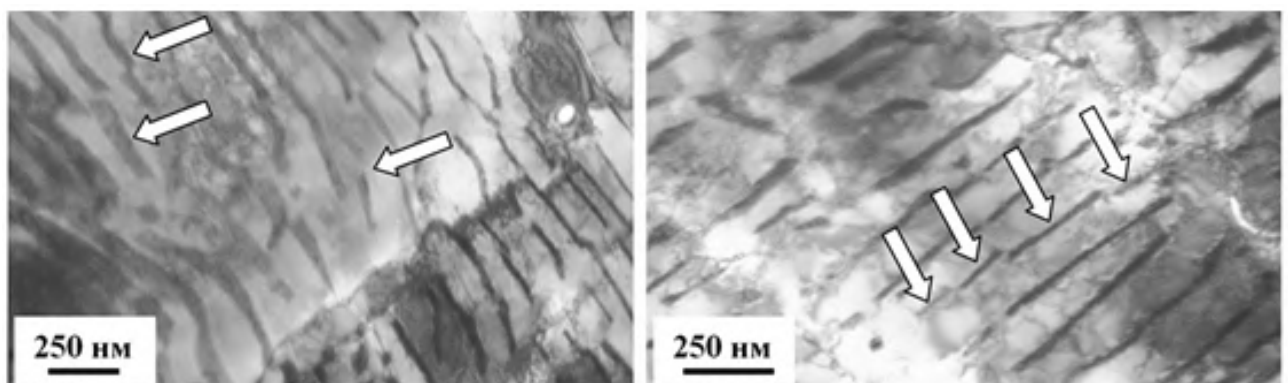


Рисунок 5.34 – Перерезанные дислокациями пластины цементита в слое толщиной 2 мм

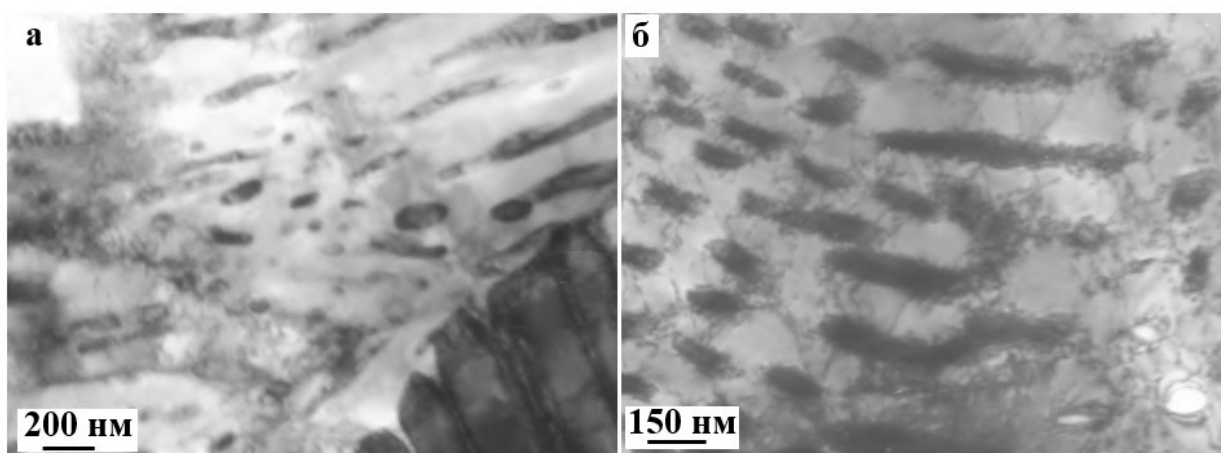


Рисунок 5.35 – ПЭМ изображение глобулярных частиц цементита (а) и дислокационной субструктуры (б) на расстоянии 2 мм

При удалении от поверхности размеры Fe_3C округлой формы растут от 10-25 нм (поверхность) до 80-95 нм (2 мм) (рисунок 5.36).

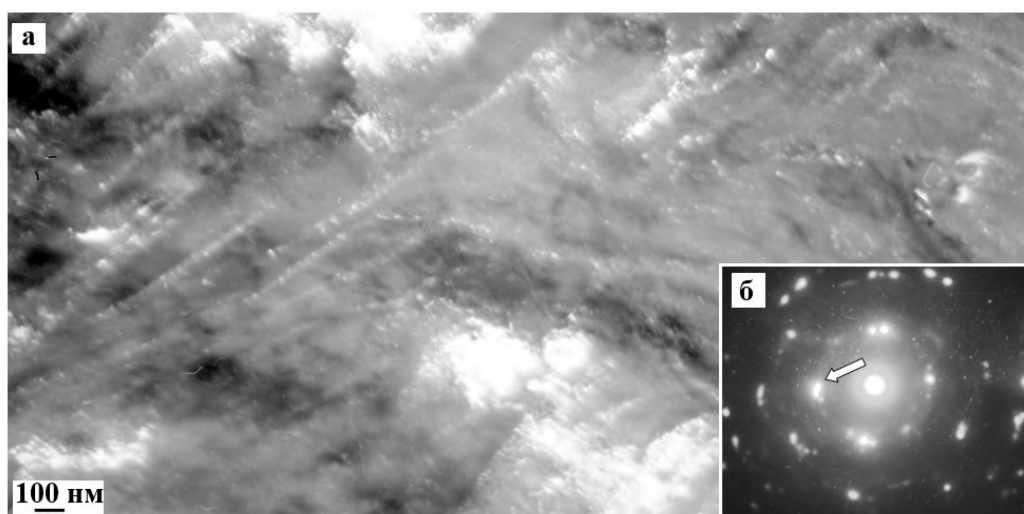


Рисунок 5.36 – ПЭМ изображение пластинчатого перлита в поверхности головки по центральной оси (а); б – микроэлектронограмма (рефлекс $[110]\alpha\text{-Fe} + [012]\text{Fe}_3\text{C}$)

4. Экстремально длительная эксплуатация рельсов приводит к формированию областей, в которых деформация значительно превышала среднюю по образцу (каналы деформации). Ранее они наблюдались в низкоуглеродистой стали при волочении [227] (рисунок 5.37).

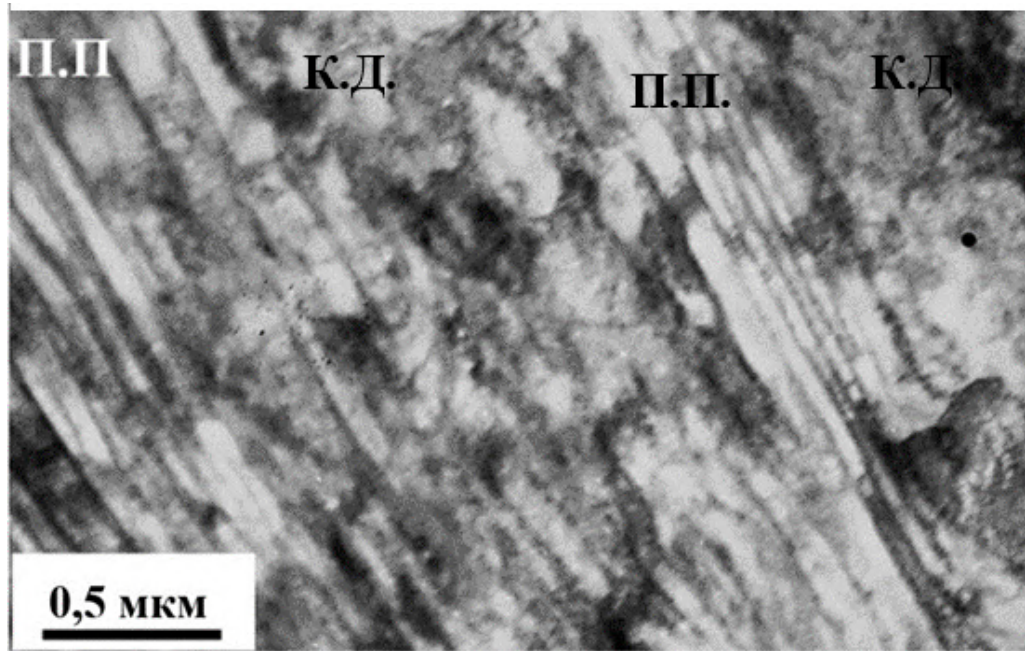


Рисунок 5.37– Структура каналов деформации (К.Д.) П.П. - пластинчатый перлит

5. Выявлена субзеренная структура (рисунок 5.38) с наноразмерными (25-55 нм) частицами цементитами овальной формы. Такие частицы обнаружены на границах и в стыках границ субзерен феррита.

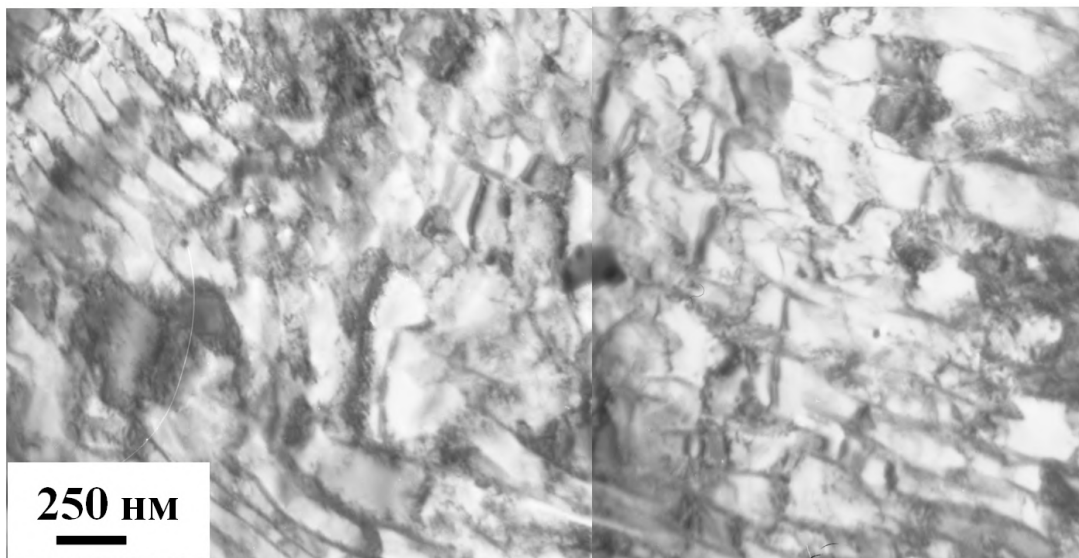


Рисунок 5.38 – ПЭМ изображение субзеренной структуры

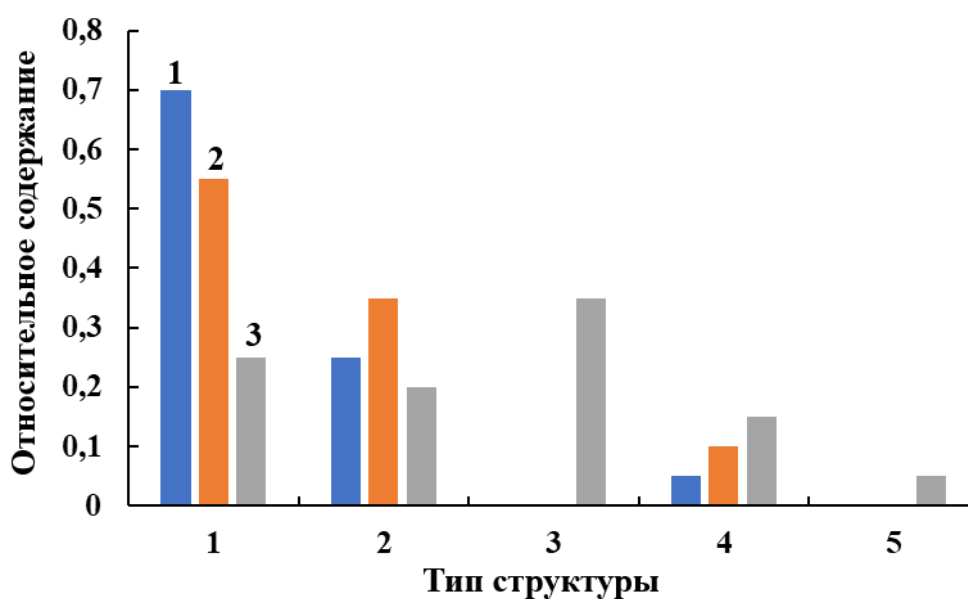
Как и для радиуса скругления выкружки анализ морфологических разновидностей перлита свидетельствует о формировании градиентной структуры

(рисунок 5.39). Целесообразно сравнить данные результатов разновидностей структуры (рисунок 5.26 и рисунок 5.39). Можно сделать следующие выводы:

1. По центральной оси процесс эволюции пластинчатого перлита значительно замедлен по сравнению с радиусом скругления.

2. Отличительной особенностью поверхностного слоя головки рельсов является формирование зеренно-субзеренной структуры.

3. Уровень термо-деформационного преобразования в головке рельсов вдоль радиуса скругления выкружки в разы превышает соответствующие значения для центральной оси. Об этом говорит тот факт, что объемная доля зеренно-субзеренной структуры на поверхности выкружки в 5 раз превышает ее значения в центре поверхности катания.



1, 2, 3 – соответствуют расстояниям 10 мм, 2 мм и 0 мм (цифры вдоль оси абсцисс: 1 – пластинчатый перлит; 2 – разрушенный перлит; 3 – феррито-карбидная смесь; 4 – перлит с наноразмерным цементитом; 5 – зеренно-субзеренный феррит

Рисунок 5.39 – Гистограммы распределения морфологических типов перлита на различном расстоянии вдоль центральной оси

Рисунок 5.40 иллюстрирует различную дислокационную субструктуру в ферритной составляющей рельсов.

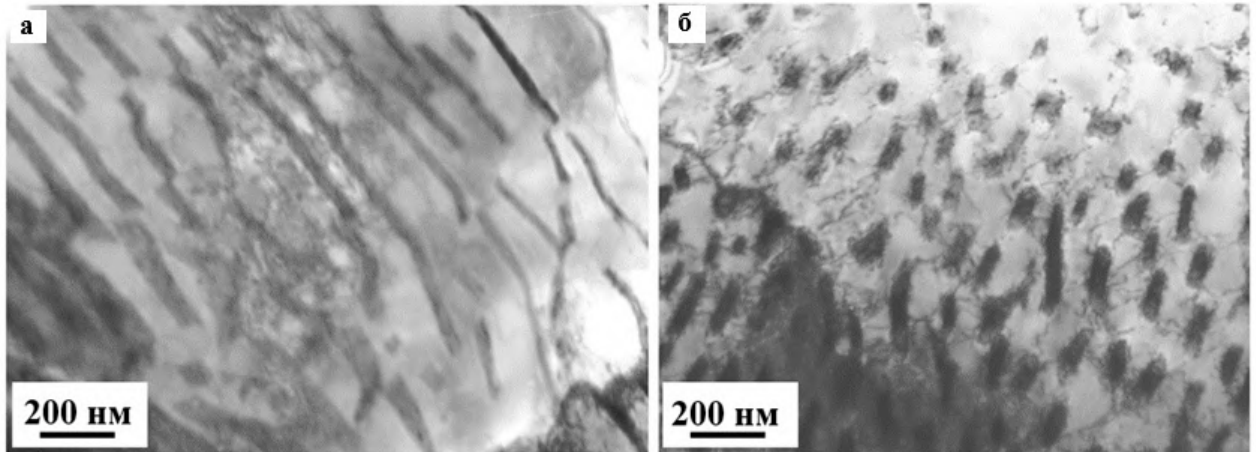


Рисунок 5.40 – ПЭМ изображение дислокационной субструктуры различных морфологических составляющих (цементит пластинчатой (а) и глобулярной (б) формы)

Скалярная и избыточная плотность дислокаций растут с приближением к поверхности головки (рисунок 5.41) [121, 224, 228-230]. Источниками внутренних полей напряжений создаваемых избыточной плотностью дислокаций, являются межфазные и внутрифазные границы (рисунок 5.42).

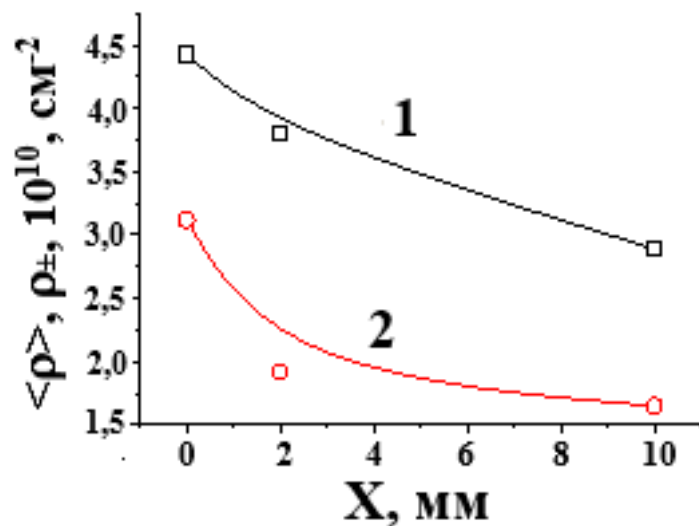
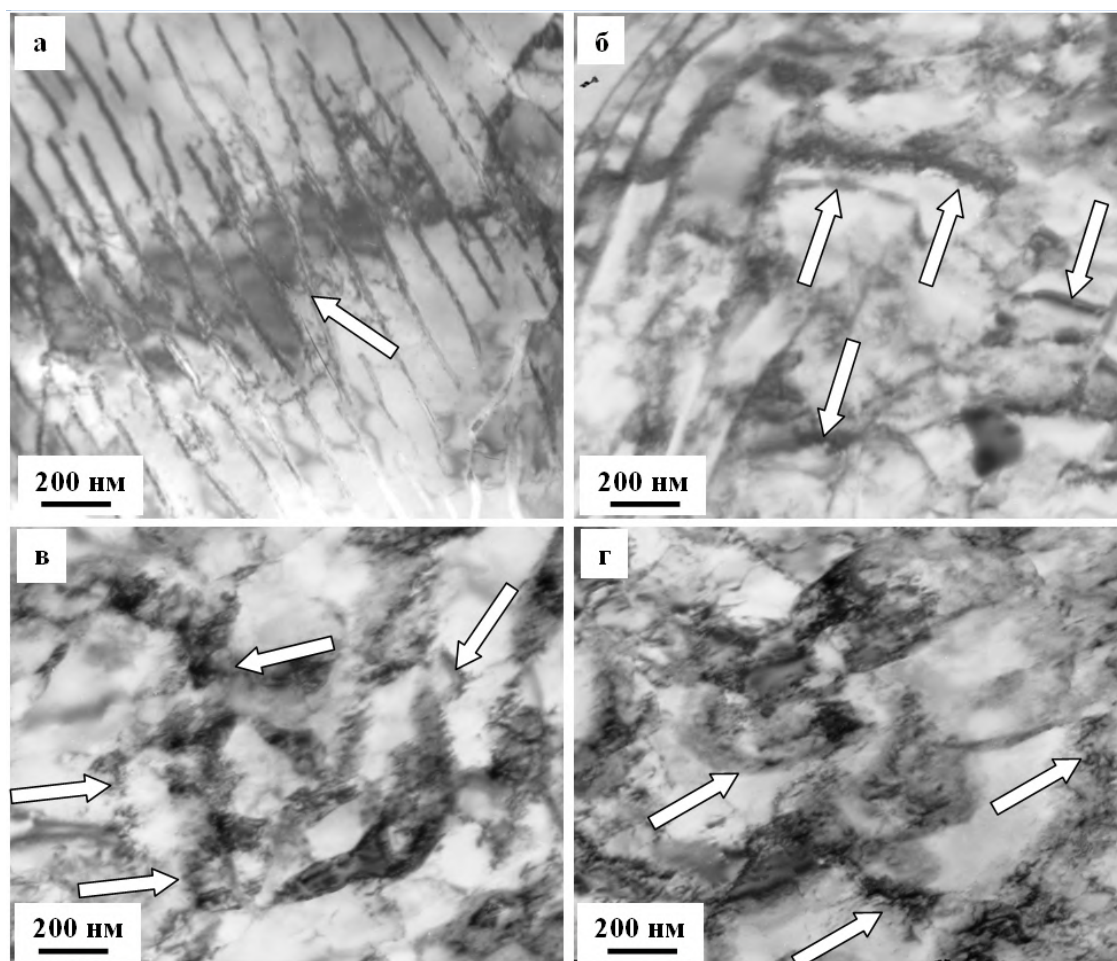


Рисунок 5.41 – Изменение $\langle \rho \rangle$ (кривая 1) и $\rho_{\pm}$ (кривая 2) с расстоянием от поверхности (центральная ось)



а – межфазная граница феррит-цементит; б – границы субзерен; в – границы субзерен и глобулярного цемента; г – границы между глобулярным цементитом

Рисунок 5.42 – ПЭМ изображение источников контуров экстинкции (указаны стрелками)

Анализ кривых рисунков 5.18 и 5.41 свидетельствует, что в области рабочей выкружки трансформация тонкой структуры осуществляется большими темпами. Из сравнения этих рисунков видно, что на глубине 10 мм отличие превышает в 2 раза.

Как и при меньшем пропущенном тоннаже наблюдается разрушение и растворение пластин цемента (рисунок 5.34 – рисунок 5.36). По центральной оси доля Fe_3C равна 8,2% на глубине 2 мм, а в объеме 4,5%. Если рассматривать только стехиометрический состав карбида железа Fe_3C , то оценки концентрации атомов углерода на глубине 2 мм по центральной оси равна 0,59 масс.%, а в поверхностном слое – 0,32 масс.% состава [215-231].

В таблице 5.6 приведены средние значения параметров дислокационной субструктуры по разным направлениям и на разном расстоянии.

Таблица 5.6 – Параметры тонкой структуры головки рельсов

Средние значения параметров	Поверхность катания			Рабочая выкружка		
	10 мм	2 мм	Поверхность	10 мм	2 мм	Поверхность
Скалярная плотность $\rho \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	2,89	3,81	4,43	3,47	3,46	4,23
Избыточная плотность $\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	1,65	1,92	3,12	1,87	2,70	3,84
Доля Fe_3C	10,4%	8,2%	4,5%	9,6%	3,6%	3,1%
Доля С	0,74%	0,59%	0,32%	0,69%	0,26%	0,22%

Ранее в предыдущем параграфе отмечалось, что выявленное охрупчивание поверхностного слоя, обусловленное взаимодействием дислокаций с атомами углерода и приводящие к их закреплению [226]. Это приводит к образованию макро- и микротрещин (рисунок 5.13, рисунок 5.30).

Анализ результатов параграфов свидетельствует о формировании градиентов различных параметров структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры. После пропущенного тоннажа (1770 млн. тонн) отмечено: разрушение пластинчатого перлита, фрагментация цементита, выделение карбидной фазы наноразмерного диапазона, динамическая рекристаллизация. На основании анализа относительного содержания различных морфологических составляющих перлита выявлена более высокая степень их преобразования поверхности выкружки по сравнению с поверхностью катания. Скалярная и избыточная плотности дислокаций нелинейно уменьшаются с ростом расстояния от поверхности по разным направлениям. Установленное снижение

карбидной фазы Fe_3C обусловлено обезуглероживанием и выходом углерода на дефекты. Дана интерпретация зависимостей изменения содержания цементита и атомов углерода от расстояния до поверхности катания по разным направлениям.

ГЛАВА 6. МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ПРОПУЩЕННОГО ТОННАЖА

6.1. Эксплуатация рельсов с пропущенным тоннажом 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн: количественные оценки упрочнения

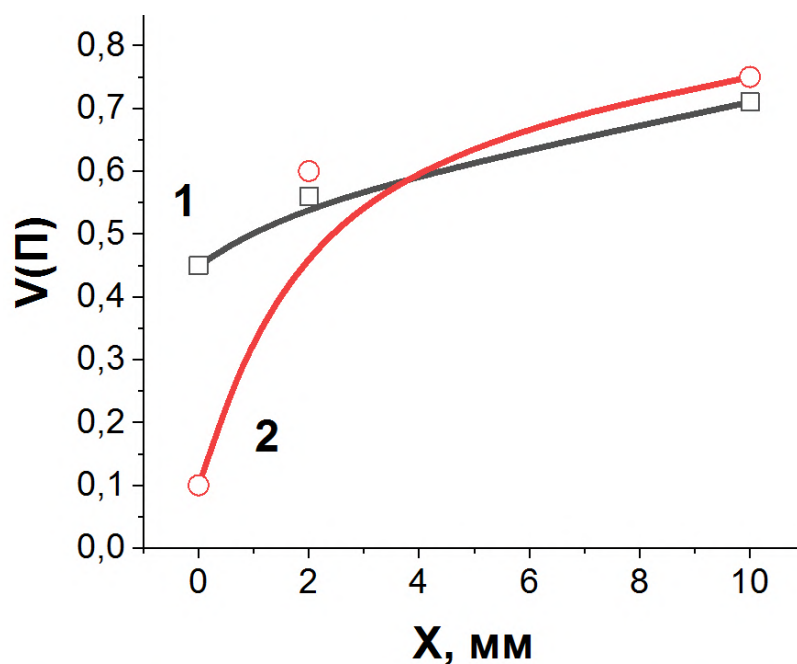
Как следует из результатов, представленных в главах 3-5, можно утверждать о формировании градиентов структуры и субструктуры.

Такие изменения должны существенно влиять на механические свойства и срок службы рельсов. Чтобы говорить о связи «структура-прочность» необходимо количественно оценить механизмы упрочнения. Для этого были использованы выражения из работ [232-248].

Рассмотрим основные вклады в предел текучести. Вклад перлитной составляющей [226, 249]:

$$\Delta\sigma(\Pi) = k_y (4,75L)^{-1/2} 0,24V(\Pi), \quad (6.1)$$

где L – межпластинчатое расстояние, $V(\Pi)$ – объемная доля перлита; $k_y = 2 \cdot 10^{-2} \text{ Па} \cdot \text{м}^{1/2}$. $V(\Pi)$ после пропуска 1411 млн тонн представлена на рисунке 6.1.



1 – центральная ось; 2 – радиус скругления выкружки

Рисунок 6.1 – Изменение $V(\Pi)$ от расстояния от поверхности головки

Вклад дислокаций «леса» $\langle \rho \rangle$ [226, 249, 250]:

$$\Delta \sigma_{\rho} = \sigma_0 + \alpha m G b \sqrt{\langle \rho \rangle} \quad (6.2)$$

где σ_0 – напряжение трения кристаллической решетки; m – ориентационный фактор; $\alpha = 0,1 \dots 0,51$ [251, 252] – параметр междислокационного взаимодействия ($m\alpha \approx 0,5$); $G \approx 80$ ГПа – модуль сдвига; $b = 0,25$ нм – вектор Бюргерса.

Вклад дальнодействующих полей напряжений. Пластическая составляющая оценивалась, исходя из соотношения [135, 160, 161, 253]:

$$\Delta \sigma(h)_{nl} = m \alpha G b \sqrt{\rho_{\pm}}, \quad (6.3)$$

Упругая составляющая (χ_{ynp}) оценивалась, исходя из соотношения [158, 160, 161, 253]:

$$\Delta \sigma(h)_{ynp} = m \alpha G t \chi_{ynp} \quad (6.4)$$

где $t = 200$ нм – толщина фольги.

Вклад в упрочнение некогерентных частиц карбидной фазы [226, 232, 254]:

$$\Delta \sigma_{\eta} = M \frac{m G_m b}{2\pi(|\lambda - D|)} \Phi \cdot \ln \left(\left| \frac{\lambda - D}{4b} \right| \right) \quad (6.5)$$

где λ – расстояние между частицами; D – размер частиц; $m = 2,75$ – для ОЦК; $\Phi = 1$ и $\Phi = (1 - \nu)^{-1}$ – для винтовой и краевой дислокаций, соответственно; $M = 0,81 \dots 0,85$ – параметр неравномерности распределения частиц [243].

Вклад фрагментированной субструктуры [168, 249, 255]:

$$\sigma(L) = \sigma_0 + k \cdot L^{-m}, \quad (6.6)$$

L – размер фрагментов. Параметр k изменяется в диапазоне 150 до 100 Н/м (при $m = 1$) и в диапазоне $2 \cdot 10^{-3}$ до 10^{-2} Па·м^{1/2} (при $m = 1/2$) [226, 254, 256]. Напряжение трения $\sigma_0 = 30 \dots 40$ МПа [226].

Вклад С и других легирующих элементов в твердорастворное упрочнение [226, 256]:

$$\sigma(m\epsilon) = \sum_{i=1}^m k_i C_i \quad (6.7)$$

где k_i – коэффициент упрочнения феррита; C – концентрация углерода или другого элемента, вес. % [257, 258].

Согласно результатам [160, 226, 249, 256, 259] аддитивный предел текучести будет равен:

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma(\chi) + \Delta\sigma(тв) + \Delta\sigma(\Pi), \quad (6.8)$$

где $\Delta\sigma_0 = 30$ МПа – вклад от трения решетки,

$\Delta\sigma(L)$ – вклад от внутрифазных границ,

$\Delta\sigma(\rho)$ – вклад от дислокаций леса,

$\Delta\sigma(\chi)$ – вклад от карбидных частиц,

$\Delta\sigma(h)$ – вклад от полей напряжений,

$\Delta\sigma(тв)$ – вклад от твердорастворного упрочнения,

$\Delta\sigma(\Pi)$ – вклад от пластинчатого перлита.

Количественные оценки по формулам 6.1-6.7 позволяют оценить прочность стали на пределе текучести, а также установить природу формирования градиентов.

В таблицах 6.1-6.3 представлены количественные значения механизмов упрочнения по разным направлениям и на разных расстояниях в головке рельсов после разных сроков эксплуатации.

Из таблиц 6.1-6.3 следует: (1) многофакторность упрочнения; (2) зависимость упрочнения от расстояния до поверхности по центральной оси и радиусу выкружки; (3) упрочнение вдоль радиуса выкружки больше чем по центральной оси; (4) определяющие механизмы упрочнения поверхности: 691,8 млн тонн – дислокационной упрочнение, 1411 млн тонн – субструктурное упрочнение, 1770 млн тонн – субструктурное упрочнение для выкружки и упрочнение полями напряжений для центральной оси.

Таблица 6.1 – Количественные значения механизмов упрочнения (691,8 млн. тонн)

Вклады в упрочнение, МПа	По центральной оси			По радиусу выкружки		
	Расстояние от поверхности, мм					
	10	2	0	10	2	0
$\Delta\sigma(\Pi)$	146	145	95,8	157	129	103,6
$\Delta\sigma(L)$	0	0	56	0	0	23
$\Delta\sigma(\rho)$	203	206	223	201	208	223
$\Delta\sigma(h)$	168	169	199,5	185,7	171,9	197,8
$\Delta\sigma(\text{ч})$	103	114,4	167,2	119,4	177,3	182
$\Delta\sigma(\text{ТВ})$	11	11	11,8	11	11	11,8
$\sigma = \sum_{i=1}^n \sigma_i$	631	645,4	753	684	697	741,4

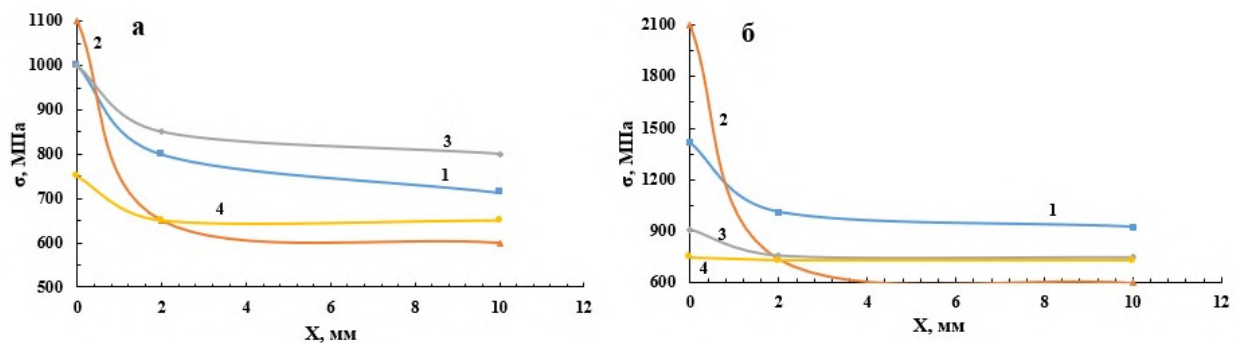
Таблица 6.2 – Количественные значения механизмов упрочнения (1411 млн. тонн)

Вклады в упрочнение, МПа	По центральной оси			По радиусу выкружки		
	Расстояние от поверхности, мм					
	10	2	0	10	2	0
$\Delta\sigma(\Pi)$	142,5	161,5	85,5	152	152	95
$\Delta\sigma(L)$	0	0	473,3	0	0	1455,6
$\Delta\sigma(\rho)$	152,8	181	181,4	164	206	190,4
$\Delta\sigma(h)$	131,3	149	255	148,6	149,6	230,4
$\Delta\sigma(\text{ч})$	154,1	148,5	107	80,6	222,9	195
$\Delta\sigma(\text{ТВ})$	11	11	11,7	11	11	11,7
$\sigma = \sum_{i=1}^n \sigma_i$	591,7	651	1114	556,2	741,5	2178,1

Таблица 6.3 – Количественные значения механизмов упрочнения (1770 млн. тонн)

Вклады в упрочнение, МПа	По центральной оси			По радиусу выкружки		
	10 мм	2 мм	0	10 мм	2 мм	0
$\Delta\sigma(\Pi)$	142,0	112	50,7	142	36,5	30,4
$\Delta\sigma(L)$	38,3	68,8	153	39,0	260,1	420,8
$\Delta\sigma(\rho)$	170	192,5	210	185	185	327,5
$\Delta\sigma(h)$	255	275	355	465	330	405
$\Delta\sigma(\chi)$	98,5	142	216,7	82,7	189,1	219
$\Delta\sigma(\text{ТВ})$	11	11	11,7	11	11	11,7
$\sigma = \sum_{i=1}^n \sigma_i$	714,8	801,3	997,1	924,7	1011,7	1414,4

На рисунке 6.2 приведено сравнение изменения аддитивного предела текучести для разного пропущенного тоннажа по разным направлениям.



1 – 1770 млн. т; 2 – 1411 млн. т; 3 – 691,8 млн. т; 4 – без эксплуатации

Рисунок 6.2 – Изменение суммарного предела текучести с расстоянием от поверхности (а – центральная ось; б - радиус скругления выкружки)

При сравнении значения аддитивного предела текучести с малым объемом пропущенного тоннажа видно, что на глубине не более 2 мм выявлен существенный рост прочности стали на пределе текучести.

Экстремально длительная эксплуатации 1770 млн тонн не обеспечило, как ожидалось, рост аддитивного предела текучести по сравнению с 1411 млн тонн. Физическая причина этого кажущегося несоответствия связано, как уже отмечалось, с зеренно-субзеренной структурой, образующейся при динамической рекристаллизации, интенсивно происходящей при экстремально длительной эксплуатации.

6.2. Деформационное упрочнение конструкционной стали с перлитной структурой

На рисунке 6.3 приведены машинные деформационные кривые, полученные при одноосном сжатии перлитной стали. Экспериментально выявлено, что образцы не удалось довести до разрушения, т.е. для них не может быть определён предел прочности при сжатии. Это объясняется тем, что исследуемая сталь способна весьма сильно деформироваться без разрушения и образцы сплющиваются.

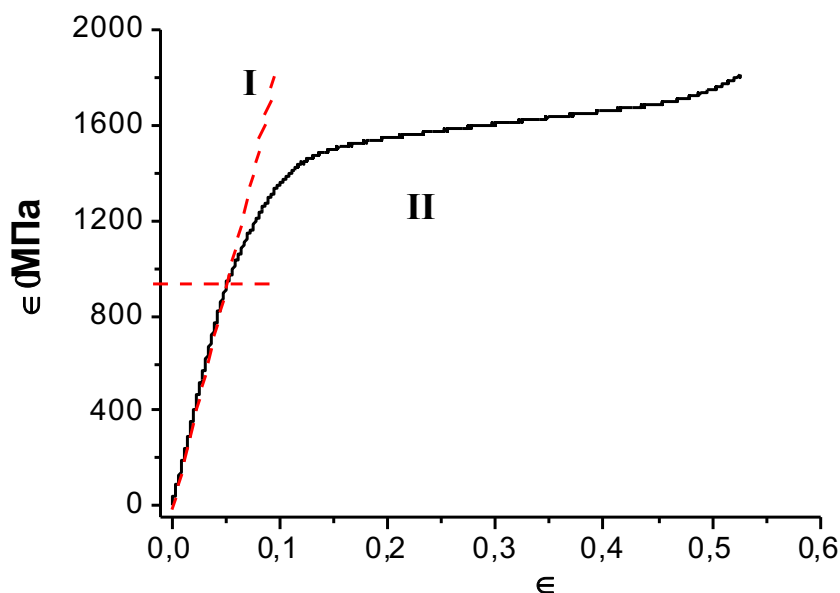


Рисунок 6.3 – Деформационные кривые рельсов ДТ 350 при одноосном сжатии

Диаграмма деформационного упрочнения стали представляет собой ярко выраженную параболу. На ней можно выделить различные стадии

деформационного упрочнения [260]. Обычно определяется стадия упругой деформации (стадия I) и стадию (II) пластической деформации.

$$\sigma = \sigma_0 + \theta \varepsilon^n \quad (6.9)$$

где σ_0 – предел текучести, равный (900-930) МПа; $\theta(\varepsilon)=d\sigma/d\varepsilon$ –коэффициент деформационного упрочнения; $n < 1$ – показатель деформационного упрочнения [261].

Перестройка зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$ в координатах $d\sigma/d\varepsilon = f(\varepsilon)$ позволяет согласно [262] корректно определить стадии упрочнения. В большинстве случаев выделяются следующие стадии, представленные на рисунке 6.4. На I стадии коэффициент деформационного упрочнения может расти или уменьшаться. На стадии II коэффициент упрочнения резко растет, III стадия носит параболический характер зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$ вследствие чего коэффициент упрочнения уменьшается. На IV стадии коэффициент упрочнения невелик.

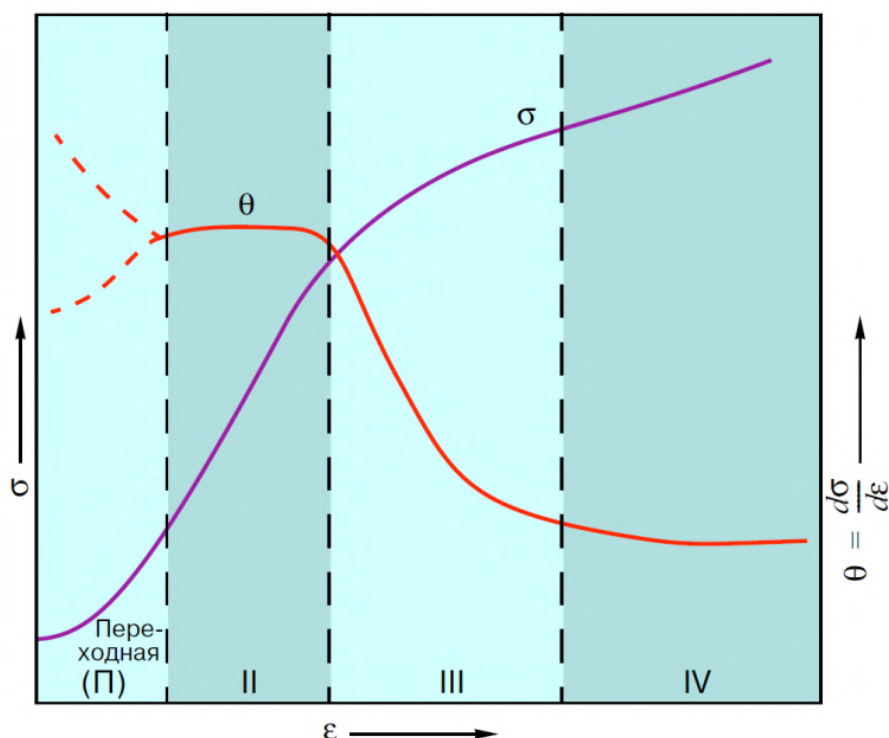


Рисунок 6.4 – Четыре стадии деформационного упрочнения (отмечены штриховыми линиями) [262]

На рисунке 6.5 приведена перестроенная в координатах $d\sigma/d\varepsilon = f(\sigma)$ деформационная кривая при одноосном сжатии, что позволило выявить стадии упрочнения. Точки перегиба в этих координатах свидетельствуют об изменении структуры в материале [263].

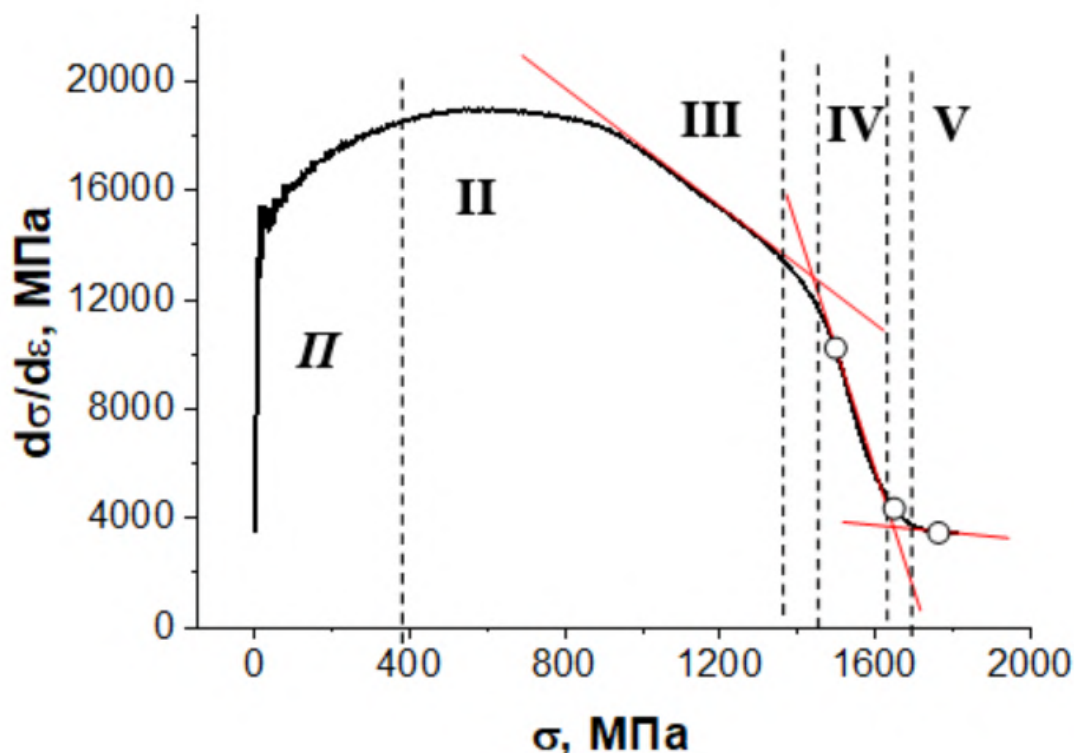


Рисунок 6.5 – Перестроенная деформационная кривая в координатах $d\sigma/d\varepsilon = f(\sigma)$.

На стадиях IV и V точками выделены значения $\varepsilon = 15, 30, 50\%$

Из [158, 263-266] известно, что стадиям деформационного упрочнения соответствуют определенные механизмы и различные дефектные структуры.

В наших экспериментах была выявлена фрагментация структуры. Она усиливается при увеличении степени деформации и при $\varepsilon = 50\%$ ее объемная доля составляет 0,37. Фрагментации подвержена не только ферритная составляющая, но и цементит. Размер фрагментов цементита (15-20 нм) практически не зависит от ε . Параллельно с фрагментацией одновременно реализуется механизмы разрушения цементита. Частицы третичного цементита выявляются при выносе атомов углерода дислокациями.

Если в исходном состоянии дислокационная субструктура распределена квазиравномерно в феррите, то после деформации вокруг частиц цементита формируется скопление дислокаций. Во фрагментах в ферритной составляющей с ростом степени деформации скалярная плотность снижается. Дислокации могут уходить на малоугловые границы или аннигилировать. Ранее это отмечалось в работах [158, 261, 264-267].

Анализ дефектной субструктуры деформированной стали методами ПЭМ обнаружил контуры экстинкции [119, 122, 135]. Анализ контуров экстинкции показывает, что, как и для случая поведения рельсов при эксплуатации источниками внутренних полей напряжений являются межфазные и внутрифазные границы.

6.3. Механизмы упрочнения перлитной стали при сжатии

На основании полученных в предыдущем разделе количественных результатов структуры, фазового состава и тонкой субструктуры рельсовой стали, подвергнутой деформации сжатием, были выявлены основные механизмы торможения движущихся дислокаций и определен аддитивный предел текучести σ . Для длинномерных дифференцированных рельсов категории ДТ350 это было сделано в главах 4 и 5 после пропущенного тоннажа 691,8, 1411 и 1770 млн тонн [268-271].

Анализ количественных параметров, представленных в таблицах 6.4-6.6 свидетельствует об одновременном действии целого ряда физических механизмов упрочнения, зависящих от степени деформации. Видно, что определяющими механизмами упрочнения при сжатии являются дальнодействующие внутренние поля напряжений и наличие некогерентных частиц второй фазы.

Таблица 6.4 – Количественные параметры структуры стали на разных стадиях деформационной кривой

Параметры структуры		Перлит			Феррит	
		Не разрушенный	Разрушенный	Фрагментированный	Не фрагментированный	Фрагментированный
$\varepsilon = 15\%$						
Об. доля		70%	24%	3%	1%	2%
Поперечный размер прослойки α -фазы, нм		160	120	120		
Размер фрагментов, нм		—	—	120×400	—	400
Fe ₃ C	размер, нм	d = 16	12×280	12×160		
	об. доля	12%	8,7%	1,5%		
Доля углерода		0,8%	0,6%	0,11%		
$\rho_{\alpha} \times 10^{-10}$, см ⁻²		1,91	2,06	2,08	2,21	~0
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}$, см ⁻²		1,54	1,96	2,08	2,21	
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$, см ⁻¹		385	490	650 = 520 _{пл} + 30 _{упр}	1090 = 550 _{пл} + 140 _у пр	745 = 0 _{пл} + 745 _{упр}
$\varepsilon = 30\%$						
Об. доля		65%	20%	12%	0	3%
Поперечный размер прослойки α -фазы, нм		160	120	120		

Параметры структуры		Перлит			Феррит	
		Не разрушенный	Разрушенный	Фрагментированный	Не фрагментированный	Фрагментированный
Размер фрагментов, нм		—	—	120×200	—	200
Fe ₃ C	размер, нм	d = 18	16×280	12×160		
	об. доля	12%	4,8%	0,92%		
Доля углерода		0,8%	0,34%	0,07%		
$\rho_{\alpha} \times 10^{-10}$, см ⁻²		2,18	2,50	1,59		~0
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}$, см ⁻²		1,76	2,26	1,59		
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$, см ⁻¹		440	565	435 = 395 _{пл} + 40 _{упр}		745 = 0 _{пл} + 745 _{упр}
$\varepsilon = 50\%$						
Об. доля		0	60%	40%	0	0
Размер фрагментов, нм				200		
Fe ₃ C в α -фазе (внутри фр.)	размер, нм		d = 12; r = 16	d = 16; r = 20		
	об. доля		1,8%	2,7%		
Доля углерода в α -фазе			0,12%	0,19%		
Fe ₃ C в прослойках Fe ₃ C (на гр. фр.)	размер, нм		d = 14; r = 20	d = 16; r = 30		
	об. доля		2,7%	1,2%		
Доля углерода			0,19%	0,09%		
$\rho_{\alpha} \times 10^{-10}$, см ⁻²			2,25	0		

Параметры структуры	Перлит			Феррит	
	Не разруше нный	Разру шенны й	Фрагментирова нный	Не фрагменти рованный	Фрагменти рованный
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$		2,25			
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{см}^{-1}$		575 = 560 _{пл} + 15 _{упр}	55 = 0 _{пл} + 55 _{упр}		

Таблица 6.5 – Изменение параметров тонкой структуры от степени деформации

Средние параметры структуры	$\varepsilon = 15\%$	$\varepsilon = 30\%$	$\varepsilon = 50\%$
$\rho_{\alpha} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	1.92	2.11	1.35
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	1.63	1.79	1.35
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{см}^{-1}$	425 = 410 _{пл} + 15 _{упр}	470 = 445 _{пл} + 25 _{упр}	365 = 335 _{пл} + 30 _{упр}

Таблица 6.6 – Значения механизмов упрочнения в рельсовой стали на разных стадиях деформационной кривой

Вклады	Перлит			Феррит		В материале
	Не разрушенный	Разрушенный	Фрагментированный	Не фрагментированный	Фрагментированный	
$\varepsilon = 15\%$						
Об. доля	70%	24%	3%	1%	2%	100%
$\sigma_{\text{л}}$, МПа	275	285	290	295	0	273
$\sigma_{\text{пл}}$, МПа	250	280	290	295	0	254
$\sigma_{\text{упр}}$, МПа	0	0	40	190	1010	20
$\sigma_{\text{с}}$, МПа	–	–	550	–	350	25
σ_0 , МПа	35	35	35	35	35	35
$\sigma_{\text{ТВ}}$, МПа	80	80	260	1400	1400	130
$\sigma_{\text{перл}}$, МПа	570	250	0			460
$\sigma_{\text{ор}}$, МПа			135	0	0	5
$\varepsilon = 30\%$						
Об. доля	65%	20%	12%	0	3%	100%
$\sigma_{\text{л}}$, МПа	295	315	250		0	285
$\sigma_{\text{пл}}$, МПа	265	300	250		0	262
$\sigma_{\text{упр}}$, МПа	0	0	55		1010	35
$\sigma_{\text{с}}$, МПа	–	–	835		750	125
σ_0 , МПа	35	35	35		35	35
$\sigma_{\text{ТВ}}$, МПа	80	315	190		1400	180
$\sigma_{\text{перл}}$, МПа	570	250	0			420
$\sigma_{\text{ор}}$, МПа			135			15
$\varepsilon = 50\%$						

Вклады	Перлит			Феррит		В материал е
	Не разруш енный	Разруш енный	Фрагме нтиров анный	Не фрагмен тирован ный	Фрагмен тирован ный	
Об. доля	0	60%	40%	0	0	100%
$\sigma_{\text{л}}$, МПа		300	0			180
$\sigma_{\text{пл}}$, МПа		300	0			180
$\sigma_{\text{упр}}$, МПа		20	75			95
$\sigma_{\text{с}}$, МПа		—	750			300
σ_0 , МПа		35	35			35
$\sigma_{\text{тв}}$, МПа		315	300			310
$\sigma_{\text{перл}}$, МПа		250	0			150
$\sigma_{\text{ор}}$, МПа		1120	645			930

Данные теоретических оценок, представленные в таблицах 6.4-6.6 позволяют построить теоретическую деформационную кривую. Она получается при аддитивном сложении выявленных механизмов (рисунок 6.6), при этом расхождение составляет 13-28%. Одной из причин различия является неоднородность структуры из-за различной морфологии зерен перлита. Различные морфологические составляющие имеют различную прочность и будут по-разному влиять на деформационное поведение.

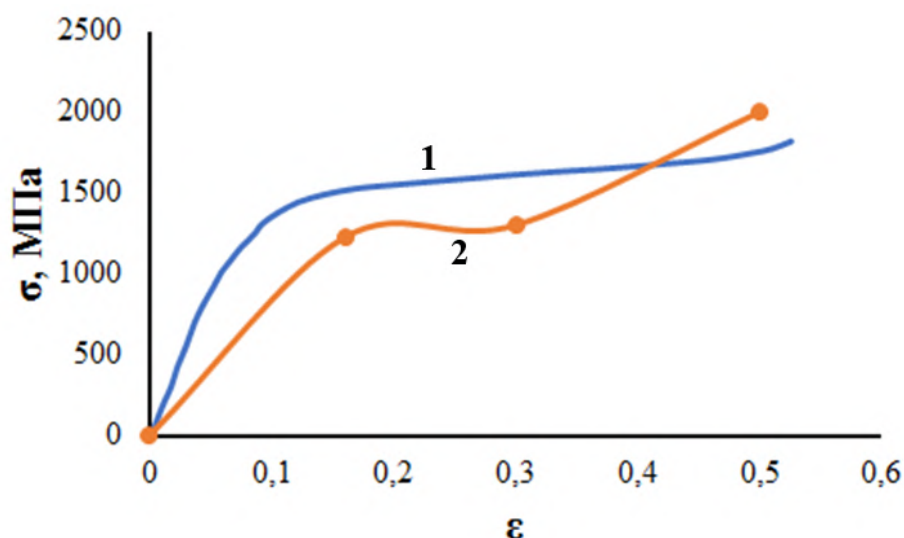


Рисунок 6.6 – Экспериментальная (2) и теоретическая (1) деформационные кривые рельсовой стали

Заключение

При одноосном сжатии рельсовой стали до разрушения отмечено, что деформационное упрочнение многостадийно. Уже при начальных степенях деформации (15%) выявлена фрагментация перлита, усиливающаяся с ростом ϵ и составляющей $\sim 40\%$ на заключительной стадии деформационной кривой ($\epsilon = 50\%$). Отмечается уменьшение фрагментов феррита от 240 нм до 200 нм в диапазоне деформаций 15-50%. Пластины цементита тоже фрагментируются, этот процесс практически не зависит от степени деформации, размеров фрагментов – 15-20 нм.

Основным упрочняющим фактором исследуемой рельсовой стали на начальной стадии деформирования одноосным сжатием ($\epsilon \approx 15\%$) является присутствие зерен пластинчатого перлита. При $\epsilon > 15\%$ интенсифицируется процесс разрушения пластин цементита, вследствие этого роль твердорастворного упрочнения и фрагментации возрастает. Как видно из рисунка 6.6 согласие экспериментальных и теоретических кривых $\sigma(\epsilon)$ хорошая.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и трибологических свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по выкружке в головке дифференцированно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 691,8, 1411 и 1770 млн. тонн брутто и выявлена физическая природа деформационного упрочнения.

1. В исходном состоянии структура рельсовой стали представлена зернами перлита и пластинчатой морфологии, зернами структурно-свободного феррита и зернами феррито-карбидной смеси, относительное содержание, которых зависит от глубины залегания исследуемых слоев. Независимо от расстояния до поверхности катания по выкружке доля зерен пластинчатого перлита ниже, а зерен феррито-карбидной смеси выше, чем по центральной оси. Величина межпластинчатого расстояния снижается при удалении от поверхности головки рельсов.

2. Длительная эксплуатация рельсов сопровождается значительным преобразованием структурно-фазовых состояний рельсовой стали. Установлен 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.

3. Выявлены количественные характеристики немонотонного изменения скалярной $\langle \rho \rangle$ и избыточной $\rho_{\pm}$ плотности дислокаций в зависимости от расстояния от поверхности катания по радиусу скругления выкружки и по центральной оси симметрии головки. Независимо от места анализа $\langle \rho \rangle$ ниже величины $\rho_{\pm}$, что указывает на упругий характер изгиба-кручения решетки. Величина $\rho_{\pm}$, 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. Дана физическая интерпретация изменения « ρ » и $\rho_{\pm}$ с увеличением пропущенного тоннажа.

4. Проанализированы стадии и процессы разрушения пластин цементита путем разрезания скользящими дислокациями и растаскивания их осколков и в результате вытягивания атомов углерода из кристаллической решетки цементита вследствие заметной разницы энергии связи атомов углерода с дислокациями ($\sim 0,6$ эВ) и с атомами железа в кристаллической решетке цементита ($\sim 0,4$ эВ). Выявлено, что на заключительном этапе растворения цементита уже при пропущенном тоннаже 1411 млн тонн весь объем материала, ранее занимаемый цементитной пластиной, заполняется наноразмерными частицами.

5. Выявлены количественные закономерности снижения объемной карбидной фазы в поверхностном слое на расстояниях 2,5, 10 мм от поверхности катания по центральной оси и радиусу скругления выкружки, 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. Выполнены оценки относительного содержания атомов углерода на структурных элементах стали. Показано, что если в исходном состоянии основное количество атомов углерода сосредоточено в частицах цементита (0,74% вес), то после длительной эксплуатации рельсов местом расположения углерода наряду с частицами цементита, являются дефекты кристаллической структуры (дислокации, границы зерен и субзерен). Для пропущенного тоннажа 1770 млн тонн концентрация углерода составляет 0,24% вес и 0,4% вес на поверхности катания и поверхности выкружки, соответственно.

7. Проведен сравнительный анализ количественной оценки механизмов упрочнения, обусловленного упрочнением частицами карбидной фазы, упрочнением за счет образования перлитной структуры и формирования дислокационной субструктуры, упрочнением дальнотействующими полями

напряжений и твердорастворным упрочнением для исходного состояния и после различных объемов пропущенного тоннажа.

8. Установлено, что для рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн тонн независимо от направления анализа и расстояния до рабочей поверхности основной вклад в упрочнение вносит дислокационная субструктура. После пропущенного тоннажа 1411 млн тонн основным механизмом упрочнения металла в поверхностном слое (слое, формирующем поверхность головки) является независимо от направления анализа субструктурный механизм, а после 1770 млн тонн – субструктурный для рабочей выкружки и механизм, обусловленный внутренними полями напряжений, для поверхности катания.

9. На основе многофакторного анализа упрочнения выполнены теоретические оценки аддитивного предела текучести по разным направлениям в головке рельсов после различного пропущенного тоннажа и дано физическое объяснение выявленного несоответствия изменения предела текучести с увеличением сроков эксплуатации.

10. Исследована эволюция структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры рельсовой стали при деформации одноосным сжатием до разрушения, проведен анализ механизмов упрочнения при разных степенях деформации. Выполнен сравнительный анализ деформационных кривых, полученных экспериментально и рассчитанных теоретически и показано хорошее их согласие.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Konieczny J., Labisz K. Structure and properties of the S49 rail after a long term outdoor exposure // *Advances in Science and Technology Research Journal*. 2022. V. 16 (2). P. 280–290.
2. X.-J. Shi, X.-X. Zhang, G.-J. Diao, Q.-Z. Yan Wear Behavior of High-Speed Wheel and Rail Steels under Various Hardness Matching // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022.
3. Wang M., Zhang F., Yang Z. Effects of high-temperature deformation and cooling process on the microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength pearlite steel // *Mater Des*. 2017. V. 114(15). P. 102-110.
4. Bauri L.F., Alves L.H.D., Pereira H.B., Tschiptschin A.P., Goldenstein H. The role of welding parameters on the control of the microstructure and mechanical properties of rails welded using FBW // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. V. 9(4). P. 8058-8073.
5. Rodrigues K.F., Mourão G.M.M., Faria G.L.F. Kinetics of isothermal phase transformations in premium and standard rail steels // *Steel Res Int*. 2021. V. 92(2). P. 2000306.
6. K.F. Rodrigues, G.L. Faria Characterization and Prediction of Continuous Cooling Transformations in Rail Steels // *Materials Research*. 2021. V. 24(5). P. 20200519.
7. Porcaro R.R., Faria G.L., Godefroid L.B., Apolonio G.R., Candido L.C., Pinto E.S. Microstructure and mechanical properties of a flash butt welded pearlitic rail // *J Mater Process Technol*. 2019. V. 270. P. 20-27.
8. Godefroid L.B., Moreira L.P., Vilela T.C.G., Faria G.L., Candido L.C., Pinto E.S. Effect of chemical composition and microstructure on the fatigue crack growth resistance of pearlitic steels for railroad application // *Int J Fatigue*. 2019. V. 120. P. 241-253.
9. Nishikawa L.P., Goldenstein H. Divorced eutectoid on heat-affected zone of welded pearlitic rails // *JOM*. 2019. V. 71(2). P. 815-823.

10. S. A. Atroshenko, V. I. Smirnov, S. S. Maier Failure analysis of pearlitic rail steel with internal macrocrack after long-term operation // *Engineering Failure Analysis*. 2022. V. 139. P. 106445.
11. T. Man, Y. Zhou, N. Dong, T. Liu, H. Dong Microstructural Evolution of the Rail Steels Manufactured by Hanyang Iron Works // *Materials*. 2022. V. 15(16). P. 5488.
12. Zygmunt T., Pietrzyk M., Rauch Ł., Bachniak D. Optimization of the heat treatment process to obtain the required distribution of mechanical properties in the rail head of pearlitic rails // *Journal of Metallic Materials*. 2019. V. 71 (1). P. 3–9.
13. X. Su, M. Zhu, G. Xu, Q. Zhang, F. Cai Comparison Between the Wear Behavior of U68CuCr and U71MnG Rail Steels // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021. V. 31. P. 2896–2908.
14. Masoumi M., Ariza E.A., Tschiptschin A., Goldenstein H. Improvement of wear resistance in a pearlitic rail steel via quenching and partitioning processing // *Scientific Reports*. 2019. V. 9 (1). Art. N 7454.
15. C. Liu, G. Zhang, C. Chen, P. Liu, J. Pan, B. Zhang, R. Ren Formation mechanism for the white etching microstructure in the subsurface of the failure pearlite wheel steel // *Wear*. 2022. V. 494–495. 204243.
16. Tung P.-Y., Zhou X., Mayweg D., Morsdorf L., Herbig M. Understoichiometric cementite in decomposing binary Fe-C pearlite exposed to rolling contact fatigue // *Acta Materialia*. 2021. V. 216. P. 117144.
17. D.H. Woodhead Investigating the performance of rail steels // *Fields journal of Huddersfield student research*. 2021. V. 7(1). P. 15.
18. Y. Hu, M. Watson, M. Maiorino, L. Zhou, W.J. Wang, H.H. Ding, R. Lewis, E. Meli, A. Rindi, Q.Y. Liu, J. Guo Experimental study on wear properties of wheel and rail materials with different hardness values // *Wear*. 2021. V. 477. P. 203831.
19. J.-W. Seo, S.-J. Kwon, H.-K. Jun, C.-W. Lee Effects of Wheel Materials on Wear and Fatigue Damage Behaviors of Wheels/Rails // *Tribology Transactions*. 2019. V. 62(4). P. 635-649.

20. Y. Zhao, Y. Tan, X. Ji, Z. Xiang, S. Xiang. In situ study of cementite deformation and its fracture mechanism in pearlitic steels // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. V. 731. P. 93-101.
21. Y. Yajima, N. Koga, C. Watanabe Influential factors on the deformability of colonies in pearlitic steel // *Materials Characterization*. 2021. V. 177. P. 111197.
22. Yahyaoui H., Sidhom H., Braham C., Baczmanski A. Effect of interlamellar spacing on the elastoplastic behavior of C70 pearlitic steel: Experimental results and self-consistent modeling // *Materials & Design*. 2014. V. 55. P. 888-897.
23. Ekh M., Larijani N., Dartfeldt E., Kapp M., Pippan R. Prediction of the mechanical behaviour of pearlitic steel based on microcompression tests, micromechanical models and homogenization approaches // *European Journal of Mechanics: A. Solids*. 2018. V. 67. P. 272-279.
24. S. Isav, A. Assempour Strain localization and deformation behavior in ferrite-pearlite steel unraveled by high-resolution in-situ testing integrated with crystal plasticity simulations // *International Journal of Mechanical Sciences*. 2021. V. 200. 106441.
25. D. Nikas, X.Zhang, J. Ahlström Evaluation of local strength via microstructural quantification in a pearlitic rail steel deformed by simultaneous compression and torsion // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. V. 737. P. 341-347.
26. E. S. Gorkunov, S. M. Zadvorkin, L. S. Goruleva, A. V. Makarov, N. L. Pecherkina Structure and Mechanical Properties of a High-Carbon Steel Subjected to Severe Deformation / // *Physics of Metals and Metallography*, 2017, Vol. 118, No. 10, P. 1006–1014.
27. Pan R., Ren R., Chen C., Zhao X. Formation of nanocrystalline structure in pearlitic steels by dry sliding wear // *Materials Characterization*. 2017. V. 132. P. 397-404.
28. Kapp M.W., Hohenwarter A., Wurster S., Yang B., Pippan R. Anisotropic deformation characteristics of an ultrafine- and nanolamellar pearlitic steel // *Acta Materialia*. 2016. V. 106. P. 239-248.

29. A. Hohenwarter, M. W. Kapp, B. Völker, O. Renk and R. Pippan Strength and ductility of heavily deformed pearlitic microstructures // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2017. V. 219. P. 012003.
30. T. Shimokawa, T. Niiyama, M. Okabe, J. Sawakoshi Interfacial-dislocation-controlled deformation and fracture in nanolayered composites: Toward higher ductility of drawn pearlite // Acta Materialia. 2019. V. 164. P. 602-617.
31. K.A. Meyer, D. Nikas, J. Ahlström Microstructure and mechanical properties of the running band in a pearlitic rail steel: Comparison between biaxially deformed steel and field samples // Wear. 2018. V. 396–397. P. 12-21.
32. K.A. Meyer, Ekh M., J. Ahlström Anisotropic yield surfaces after large shear deformations in pearlitic steel // European Journal of Mechanics - A/Solids. 2020. V.82. 103977.
33. K.A. Meyer Evaluation of material models describing the evolution of plastic anisotropy in pearlitic steel // International Journal of Solids and Structures. 2020. V. 200–201. P. 266-285.
34. A. Bartels, J. Mosler On the numerical implementation of thermomechanically coupled distortional hardening // International Journal of Plasticity. 2017. V. 96. P. 182-209.
35. Yasuda, Y., Ohashi, T., Shimokawa, T., Niiyama, T. Strain-hardening characteristics of ferrite layers in pearlite microstructure // Materials Science and Technology. 2018. V.34. Iss. 7. P. 772-779.
36. Пат. 2485201 РФ. МПК C22C 38/04, C22C 38/58. Рельсы из перлитной стали с превосходной износостойкостью и ударной вязкостью / У. Масахару, М. Такаси, С. Кадзунори; Ниппон Стил Корпорейшн. – № 2011131245/02, заявл. 21.01.2010; опубл. 20.06.2013. Бюл. 17.
37. Пат. 2476617 РФ. МПК C22C 38/04. Перлитные рельсы / У. Масахару, С. Киохей, Т. Такуя, М. Терухиса, Ивано Кацуя; Ниппон Стил Корпорейшн. – № 2011124530/02, заявл. 13.08.2010; опубл. 27.02.2013. Бюл. 6.
38. Пат. 2461639 РФ. МПК C22C 38/04. Рельс с перлитной структурой, обладающий превосходным сопротивлением абразивному износу и отличной

ударной вязкостью / У. Масахару, С. Кадзунори, С. Такуя, Я. Такеси; Ниппон Стил Корпорейшн. – № 2011110256/02, заявл. 30.10.2009; опубл. 20.09.2012. Бюл. 26.

39. Пат. 2459009 РФ. МПК C22C 38/24, C22C 38/12, E01B 5/02. Рельсовая сталь с превосходным сочетанием характеристик износостойкости и усталостной прочности при контакте качения / К. Роберт, С. Г. Мартин, Д. Шрикант; Тата Стил Юкей Лимитед. – № 2010138913/02, заявл. 23.02.2009; опубл. 20.08.2012. Бюл. 23.

40. Пат. 2107740 РФ. МПК C21D 9/04. Рельс из перлитной стали с высокой износостойкостью и ударной вязкостью и способ его производства / У. Коуити, К. Тосия, У. Масахару; Ниппон Стил Корпорейшн. – № 95120399/02, заявл. 19.12.1994; опубл. 27.03.1998.

41. Pat. 2666811 РФ. МПК C22C 38/24, C22C 38/46. Rail / U. Masaharu, T. Takuya, M. Teruhisa; Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation. – № 2017128816, заявл. 22.01.2016; опубл. 12.09.2018. Бюл. 26.

42. Shanmugam S., Misra R.D.K., Mannering T., Panda D., Jansto S.G. Impact toughness and microstructure relationship in niobium- and vanadium-microalloyed steels processed with varied cooling rates to similar yield strength // Materials Science and Engineering: A. 2006. Vol. 437. Issue 2. P. 436-445.

43. Shanmugam S., Ramiseti N.K., Misra R.D.K., Mannering T., Panda D., Jansto S. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels // Materials Science and Engineering: A. 2007. Vol. 460–461. P. 335-343.

44. Gao W.L., Leng Y., Fu D.F., Teng J. Effects of niobium and heat treatment on microstructure and mechanical properties of low carbon cast steels // Materials and Design. 2016. Vol. 105. P. 114-123.

45. Dey I., Saha R., Ghosh S.K. Influence of Microalloying in High Carbon Pearlitic Steel // Materials Today: Proceedings. 2019. Vol. 18. Part 7. P. 4835-4839.

46. Elwazri A.M., Wanjara P., Yue S. The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 404. Issues 1–2. P. 91-98.
47. Wang M., Zhang F., Yang Z. Effects of high-temperature deformation and cooling process on the microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength pearlite steel // *Materials and Design*. 2017. Vol. 114. P. 102-110.
48. Kuziak R., Pidvysots'kyi V., Pernach M., Rauch Ł., Zygmunt T., Pietrzyk M. Selection of the best phase transformation model for optimization of manufacturing processes of pearlitic steel rails // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2019. Vol. 19. Issue 2. P. 535-546.
49. Tressia G., Sinatora A., Goldenstein H., Masoumi M. Improvement in the wear resistance of a hypereutectoid rail via heat treatment // *Wear*. 2020. Vol. 442–443. P. 203122.
50. Chen H., Zhang C., Liu W., Li Q., Chen H., Yang Z., Weng Y. Microstructure evolution of a hypereutectoid pearlite steel under rolling-sliding contact loading // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 655. P. 50-59.
51. Solano-Alvarez W., Gonzalez L.F., Bhadeshia H.K.D.H. The effect of vanadium alloying on the wear resistance of pearlitic rails // *Wear*. 2019. Vol. 436–437. P. 203004.
52. Bevan A., Jaiswal J., Smith A., Ojeda C.M. Judicious selection of available rail steels to reduce life-cycle costs // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit*. 2020. Vol. 234(3). P. 257-275.
53. Masaharu U., Kenji M. Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels // *Wear*. 2020. Vol. 444–445. P. 203120.
54. Baumann, G. Formation of White-Etching Layers on Rail Treads / G. Baumann, H. Fecht, S. Liebelt // *Wear*. — 1996. — Vol. 191. — P. 133–140. doi.org/10.1016/0043-1648(95)06733-7.
55. Newcom, S. B. A transmission electron microscopy study of the white etching layer on a railhead / S. B. Newcom, W. M. Stobbs // *Materials Science and*

Engineering. A. — 1984. — Vol. 66, iss. 2. — P. 195–204. doi.org/10.1016/0025-5416(84)90180-0.

56. Clayton, P. Metallurgical aspects of surface damage problems in rails / P. Clayton, M. B. P. Allery // The Canadian Journal of Metallurgy and Materials Science. — 1982. — Vol. 21, iss. 1. — P. 31–46.

57. Jirásková, Y. Microscopic investigation of surface layers on rails / Y. Jirásková, J. Svoboda, O. Schneeweiss [et al.] // Applied Surface Science. — 2005. — Vol. 239, iss. 2. — P. 132–141.

58. . Österle, W. Investigation of white etching layers on rails by optical microscopy, electron microscopy, Xray and synchrotron X-ray diffraction / W. Österle, H. Rooch, A. Pyzalla, L. Wang // Materials Science and Engineering. A. — 2001. — Vol. 303, iss. 1/2. — P. 150–157.

59. Lojkowski, W. Nanostructure formation on the surface of railway tracks / W. Lojkowski, M. Djahanbakhsh, G. Bürkle [et al.] // Materials Science and Engineering. A. — 2001. — Vol. 303, iss. 1/2. — P. 197–208. doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01947-X.

60. Zhang, H. W. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail / H. W. Zhang, S. Ohsaki, S. Mitao [et al.] // Materials Science and Engineering. A. — 2006. — Vol. 421, iss. 1/2. — P. 191–199. doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.033.

61. Tung P.-Y., Zhou X., Mayweg D., Morsdorf L., Herbig M. Understoichiometric cementite in decomposing binary Fe-C pearlite exposed to rolling contact fatigue // Acta Materialia. 2021. V. 216. P. 117144.

62. L. Thiercelin, S. Cazottes, A. Saulot, F. Lebon, F. Mercier Development of Temperature-Controlled Shear Tests to Reproduce White-Etching-Layer Formation in Pearlitic Rail Steel // Materials. 2022. V. 15(19). P. 6590.

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

64. 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.
65. M. Givoni, Development and impact of the modern high-speed train: a review, *Transp. Rev.* 26 (2006) 593–611, <https://doi.org/10.1080/01441640600589319>.
66. H. Soleimani, M. Moavenian, Tribological aspects of wheel-rail contact: a review of Wear mechanisms and effective factors on rolling contact fatigue, urban rail, *Transit* 3 (2017) 227–237, <https://doi.org/10.1007/s40864-017-0072-2>.
67. W.J. Wang, H.M. Guo, X. Du, J. Guo, Q.Y. Liu, M.H. Zhu, Investigation on the damage mechanism and prevention of heavy-haul railway rail, *Eng. Fail. Anal.* 35 (2013) 206–218, <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2013.01.033>.
68. W.J. Wang, S.R. Lewis, R. Lewis, A. Beagles, C.G. He, Q.Y. Liu, The role of slip ratio in rolling contact fatigue of rail materials under wet conditions, *Wear* 376–377 (2017) 1892–1900, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.12.049>.
69. M.V. Konstantinova, A.E. Balanovskiy, V.E. Gozbenko, S.K. Kargapol'tsev, A. I. Karlina, M.G. Shtayger, E.A. Guseva, B.O. Kuznetsov, Application of plasma surface quenching to reduce rail side wear, *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 560 (2019), <https://doi.org/10.1088/1757-899X/560/1/012146>.
70. W.J. Wang, J. Guo, Q.Y. Liu, M.H. Zhu, Effect of laser quenching on wear and damage of heavy-haul wheel/rail materials, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part J J. Eng. Tribol.* 228 (2014) 114–122, <https://doi.org/10.1177/1350650113498327>.
71. S.I. Medvedev, A.E. Nezhivlyak, M.V. Grechneva, A.E. Balanovsky, V.L. Ivakin, Optimization of plasma hardening conditions of the side surface of rails in PUR-1 experimental equipment, *Weld. Int.* 29 (2015) 643–649, <https://doi.org/10.1080/09507116.2014.960700>.
72. V.A. Korotkov, Wear resistance of plasma-hardened materials, *J. Frict. Wear.* 32 (2011) 17–22, <https://doi.org/10.3103/S1068366611010077>.

73. N. Barka, S.S. Karganroudi, R. Fakir, P. Thibeault, V.B.F. Kemda, Effects of laser hardening process parameters on hardness profile of 4340 steel spline-an experimental approach, *Coatings* 10 (2020), <https://doi.org/10.3390/coatings10040342>.
74. M. Moradi, H. Arabi, M. Karami Moghadam, K.Y. Benyounis, Enhancement of surface hardness and metallurgical properties of AISI 410 by laser hardening process; diode and nd: YAG lasers, *Optik (Stuttg)* 188 (2019) 277–286, <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2019.05.057>.
75. M. Moradi, M.M. Fallah, S. Jamshidi Nasab, Experimental study of surface hardening of AISI 420 martensitic stainless steel using high power diode laser, *Trans. Indian Inst. Metals* 71 (2018) 2043–2050, <https://doi.org/10.1007/s12666-018-1338-4>.
76. S.M. Shariff, T.K. Pal, G. Padmanabham, S.V. Joshi, Sliding wear behaviour of laser surface modified pearlitic rail steel, *Surf. Eng.* 26 (2010) 199–208, <https://doi.org/10.1179/174329409X455458>.
77. Z.K. Fu, H.H. Ding, W.J. Wang, Q.Y. Liu, J. Guo, M.H. Zhu, Investigation on microstructure and wear characteristic of laser cladding fe-based alloy on wheel/rail materials, *Wear* 330–331 (2015) 592–599, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2015.02.053>.
78. S.R. Lewis, S. Fretwell-Smith, P.S. Goodwin, L. Smith, R. Lewis, M. Aslam, D.I. Fletcher, K. Murray, R. Lambert, Improving rail wear and RCF performance using laser cladding, *Wear* 366–367 (2016) 268–278, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.05.011>.
79. H. Ding, J. Dai, T. Dai, Y. Sun, T. Lu, M. Li, X. Jia, D. Huang, Effect of preheating/post-isothermal treatment temperature on microstructures and properties of cladding on U75V rail prepared by plasma cladding method, *Surf. Coat. Technol.* 399 (2020), 126122, <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126122>.
80. B.A. Obadele, M.L. Lepule, A. Andrews, P.A. Olubambi, Tribocorrosion characteristics of laser deposited ti-ni-ZrO₂ composite coatings on AISI 316 stainless steel, *Tribol. Int.* 78 (2014) 160–167, <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2014.05.011>.
81. A. Khorram, A. Davoodi Jamaloei, A. Jafari, Surface transformation hardening of ti-5Al-2.5Sn alloy by pulsed nd: YAG laser: an experimental study, *Int. J.*

Adv. Manuf. Technol. 100 (2019) 3085–3099, <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2900-2>.

82. D. Guo, D. Yu, P. Zhang, Y. Duan, B. Zhang, Y. Zhong, J. Qiu, Laminar plasma jet surface hardening of the U75V rail steel: insight into the hardening mechanism and control scheme, Surf. Coat. Technol. 394 (2020), 125857, <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125857>.

83. Y. Xiang, D. Yu, X. Cao, Y. Liu, J. Yao, Effects of thermal plasma surface hardening on wear and damage properties of rail steel, Proc. Inst. Mech. Eng. Part J J. Eng. Tribol. 232 (2018) 787–796, <https://doi.org/10.1177/1350650117729073>.

84. L. Meng, C. Xian, B. Zhu, R. Yan, Q. Hu, X. Zeng, D. Wang, Comparison on the microstructure, bending properties and tribological behaviors of rail materials treated by laser dispersed quenching and induction assisted laser dispersed quenching, Surf. Coat. Technol. 410 (2021), <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126936>.

85. Y. Zheng, Q. Hu, C. Li, D. Wang, L. Meng, J. Luo, J. Wang, X. Zeng, A novel laser surface compositing by selective laser quenching to enhance railway service life, Tribol. Int. 106 (2017) 46–54, <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.09.020>.

86. J. Zhao, H. Miao, Q. Kan, P. Fu, L. Ding, G. Kang, P. Wang, Numerical investigation on the rolling contact wear and fatigue of laser dispersed quenched U71Mn rail, Int. J. Fatigue 143 (2021), 106010, <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.106010>

87. H.H. Ding, C.R. Su, W.J. Wang, Z.B. Cai, D.Z. Wang, J. Guo, Q.Y. Liu, Z.R. Zhou, Investigation on the rolling wear and damage properties of laser discrete quenched rail material with different quenching shapes and patterns, Surf. Coat. Technol. 378 (2019), <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.124991>.

88. C.R. Su, L.B. Shi, W.J. Wang, D.Z. Wang, Z.B. Cai, Q.Y. Liu, Z.R. Zhou, Investigation on the rolling wear and damage properties of laser dispersed quenched rail materials treated with different ratios, Tribol. Int. 135 (2019) 488–499, <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.03.022>.

89. X. Cao, L.B. Shi, Z.B. Cai, Q.Y. Liu, Z.R. Zhou, W.J. Wang, Investigation on the microstructure and damage characteristics of wheel and rail materials subject to

laser dispersed quenching, Appl. Surf. Sci. 450 (2018) 468–483, <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.04.210>.

90. J. Xu, K. Wang, R. Zhang, Q. Guo, P. Wang, R. Chen, D. Zeng, F. Li, J. Guo, L. Li, An investigation into the microstructure and tribological properties of rail materials with plasma selective quenching, Tribol. Int. 146 (2020), <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.106032>.

91. Y. Xiang, D. Yu, F. Liu, C. Lv, J. Yao, Determining the heat flux distribution of laminar plasma jet impinging upon a flat surface: an indirect method using surface transformation hardening, Int. J. Heat Mass Transf. 118 (2018) 879–889, <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.11.050>.

92. Y. Gao, S. Wang, J. Xu, Y. Liu, Z. Dong, P. Wang, F. Yang, Numerical investigation of crack initiation on rail surfaces considering laminar plasma quenching technology, Tribol. Int. 154 (2021), 106755, <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106755>.

93. Bin Zhang, Deping Yu, Wenjie Song, Keming Peng, Ganyang Wu, The rolling-sliding wear behavior and damage mechanism of the rail steel treated by plasma selective quenching, Surface and Coatings Technology, Volume 428, 2021, 127908,

94. Y. Gao, J. Xu, P. Wang, Y. Liu, Effect of surface hardening on dynamic frictional rolling contact behavior and degradation of corrugated rail, Shock. Vib. 2019 (2019), <https://doi.org/10.1155/2019/5493182>

95. Gustavo Tressia, Juan Ignacio Pereira, Jose Jimmy Penagos, Eleir Bortoleto, Amilton Sinatora, Effect of in-service work hardening on the sliding wear resistance of a heavy haul rail in the gauge corner, Wear, Volumes 482–483, 2021, 203979,

96. Патент № 2218430 С2 Российская Федерация, МПК С21D 9/04, С21D 1/09. Способ и устройство для упрочнения поверхности головки рельса : № 2001121058/02 : заявл. 26.07.2001 : опубл. 10.12.2003 / А. Н. Никулин, А. Е. Неживляк, А. Н. Трофимов ; заявитель Сибирское отделение Всероссийского научно-исследовательского института железнодорожного транспорта. – EDN URYFFU.

97. Патент № 2704051 С1 Российская Федерация, МПК С21D 9/04. Способ и установка для поверхностного упрочнения головок стальных рельсов действующих путей : № 2018137161 : заявл. 23.10.2018 : опубл. 23.10.2019 / В. В. Кошляков, Р. Н. Ризаханов ; заявитель Государственный научный центр Российской Федерации - федеральное государственное унитарное предприятие "Исследовательский центр имени М.В. Келдыша". – EDN LJVFUB.

98. Балановский, А. Е. Исследование структуры рельсовой стали после плазменного поверхностного упрочнения / А. Е. Балановский, М. В. Гречнева, В. В. Гюи // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 11(131). – С. 23-32. – EDN UYETWZ.

99. Самотугин, С. С. Повышение стойкости крановых рельсов при использовании плазменной дискретной поверхностной обработки / С. С. Самотугин, В. А. Гагарин, В. А. Мазур // Наука и техника. – 2017. – Т. 16. – № 1. – С. 68-72. – DOI 10.21122/2227-1031-2017-16-1-68-72. – EDN YMFDZP.

100. Дмитриев, Ф. Р. Упрочнение боковых граней головок железнодорожных рельсов электронно-лучевой обработкой в воздушной среде / Ф. Р. Дмитриев, М. А. Жукова // Неделя науки СПбГПУ : материалы научно-практической конференции с международным участием, Санкт-Петербург, 02–07 декабря 2013 года / Редакционная коллегия: М.С. Кокорин (ответственный редактор) и др.. Том Часть 1. – Санкт-Петербург: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Санкт-Петербургский государственный политехнический университет", 2014. – С. 196-198. – EDN SGWXHX.

101. Электронно-лучевая закалка боковых граней головок железнодорожных рельсов / В. А. Батаев, А. А. Батаев, М. Г. Голковский [и др.] // Экспериментальные методы в физике структурно-неоднородных конденсированных сред ЭМФ 2001 : Труды Второй Международной научно-технической конференции, Барнаул, 03–04 октября 2001 года / Алтайский государственный университет. Том 2. – Барнаул: Алтайский государственный университет, 2001. – С. 16-18. – EDN SHYARD.

102. Чернявский В. С. Стереология в металловедении. – М.: Металлургия, 1977. – 280 с.
103. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
104. Jian Min Zuo, John C.H. Spence, Advanced Transmission Electron Microscopy, Springer, New York, 2017. – 729 p.
105. Fultz B., Howe J. Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials, fourth edition. – Berlin: Springer, 2013. – 764 p.
106. Thomas J., Gemming T. Analytical Transmission Electron Microscopy. – Dordrecht: Springer Netherlands, 2014. – 348 p.
107. Egerton F.R. Physical Principles of Electron Microscopy. – Basel: Springer International Publishing, 2016. – 196 p.
108. Kumar C.S.S.R. Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials. – New York: Springer, 2014. – 717 p.
109. Carter C.B., Williams D.B. (под ред.). Transmission Electron Microscopy. - Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 518 p.
110. Хирш П., Хови А., Николсон П. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
111. Утевский Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
112. Schumann H. Metallographie. – Leipzig: VEB, 1964. - 621 p.
113. Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Потекаев А.И., Волокитин О.Г., Клопотов В.Д. Физические основы рентгеноструктурного исследования кристаллических материалов. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 263 с.
114. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. и др. Развороты кристаллической решетки и стадии пластической деформации // Экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклинаций. – Ленинград: ФТИ, 1984. – С. 161-164.

115. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Жуковский С.П. и др. Эволюция дислокационной структуры и стадии пластического течения поликристаллического железо-никелевого сплава // ФММ. – 1985. – Т. 60. – № 1. – С. 171-179.

116. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Известия вузов. Физика. – 1982. – № 8. – С. 3-14.

117. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. и др. Полосовая субструктура в ГЦК-однофазных сплавах. – В кн.: Дисклинации и ротационная деформация твердых тел. – Ленинград: изд. ФТИ, 1988. С. 103–113.

118. Теплякова Л.А., Игнатенко Л.Н., Касаткина Н.Ф. и др. Закономерности пластической деформации стали со структурой отпущенного мартенсита. – В кн.: Пластическая деформация сплавов. Структурно-неоднородные материалы. – Томск: изд. ТГУ, 1987. – С. 26–51.

119. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Попова Н.А., Коновалов С.В., Конева Н.А. Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали. – Новокузнецк: Полиграфист, 2016. – 510 с.

120. Трибология. Физические основы, механика и технические приложения: Учебник для вузов / И.И. Беркович, Д.Г. Громаковский; под ред. Д.Г. Громаковского. – Самара: Самарский гос. техн. ун-т. 2000. – 268 с.

121. Громов В.Е., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф. и др. Эволюция структурно-фазовых состояний металла рельсов при длительной эксплуатации. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017. – 164 с.

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

123. Громов В.Е., Морозов К.В., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б. Формирование микроструктуры рельсов при закалке и длительной эксплуатации. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2017. – 373 с.

124. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Морозов К.В., Коновалов С.В. Дифференцированно закаленные рельсы: эволюция структуры и свойств в процессе эксплуатации. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2017. – 197 с.

125. Gromov, V. E. Defect substructure change in 100-m differentially hardened rails in long-term operation / V. E. Gromov, A. A. Yuriev, Yu. F. Ivanov, A. M. Glezer, S. V. Konovalov, A. P. Semin, R. V. Sundeev // *Materials Letters*. – 2017. – Vol. 209. – P. 224–227.

126. Yur'ev, A. A. Long-term operation surface changes in differentially quenched 100-m rails / A. A. Yur'ev, V. E. Gromov, K. V. Morozov, O. A. Peregudov // *Steel in Translation*. – 2017. – Vol. 47. – P. 658–661.

127. Yuriev, A. A. Stages and Fracture Mechanisms of Lamellar Pearlite of 100-m-Long Differentially Hardened Rails Under Long-Term Operation Conditions / A. A. Yuriev, V. E. Gromov, V. A. Grishunin, Y. F. Ivanov, R. S. Qin, A. P. Semin // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. – 2018. – Vol. 31 (12). P. 1356-1360.

128. Ivanov, Y. F. Contributions of various mechanisms to the hardening of differentially quenched rails during long-term operation / Y. F. Ivanov, V. E. Gromov, A. A. Yur'ev, A. M. Glezer, N. A. Popova, O. A. Peregudov, S. V. Konovalov // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2018 (10). – P. 985 – 989.

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

130. Юрьев, А. А. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации / А. А. Юрьев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. А. Гришунин, С. В. Коновалов, О. А. Перегудов. – 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.

131. Gromov, V. E. Physical nature of structure and properties degradation of rail surface after long-term operation / V. E. Gromov, A. A. Yuriev, O. A. Peregudov, S. V. Konovalov, Yu. F. Ivanov, A. M. Glezer, A. P. Semin // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – Vol. 1909. – P. 020066.

132. Gromov, V. E. Physical nature of surface structure degradation in long term operated rails / V. E. Gromov, A. A. Yuriev, O. A. Peregudov, S. V. Konovalov, Y. F. Ivanov, A. M. Glezer, A. P. Semin // AIP Conference Proceedings. – 2017. – Vol. 1909, P. 020066.

133. Громов, В. Е. Эволюция структурно-фазовых состояний металла рельсов при длительной эксплуатации / В. Е. Громов, О. А. Перегудов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, А. А. Юрьев. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017. – 164 с.

134. Иванов, Ю. Ф. Научные технологии в проектах РНФ. Сибирь / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, А. А. Юрьев и др. / Под. ред. С. Г. Псахье, Ю. П. Шаркеева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2017. С. 109–133.

135. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. – 174 с.

136. Gromov, V. E. Formation of Gradient Structure–Phase States in the Surface Layers of 100-m Differentially Quenched Rails / V. E. Gromov, A. A. Yur'ev, Y. F. Ivanov, K. V. Morozov, S. V. Konovalov, O. A. Peregudov // Russian Metallurgy (Metally). – 2019. – No. 7. – P. 710 – 715

137. Kormychev, V. E. Structural phase states and properties of rails after long-term operation / V. E. Kormychev, 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.

138. Panin. V. E. The role of lattice curvature in structural degradation of the metal surface layer of a rail under long-term operation / V. E., Panin, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, A. A. Yuriev, V. E. Kormychev // Doklady Physics. – 2020. – Vol. 65. – P. 376-378.

139. Kormyshev, V. E. The Structural Formation in Differentially-Hardened 100-Meter-Long Rails during Long-Term Operation / V. E. Kormyshev, E. V. Polevoi, A. A. Yur'ev, V. E. Gromov, Y. F. Ivanov // Steel in Translation, 2020. – Vol. 50 (2). P. 77-83.

140. Gromov, V. E. Strengthening Mechanisms of Rail Metal during Continuous Operation / V. E. Gromov, V. E. Kormyshev, Y. F. Ivanov, A. A. Yuriev, A. M. Glezer, Y. A. Rubannikova // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2021. – Vol. 12 (6), pp. 1540-1546.

141. Popova, N. A. Evaluation of the Mechanisms of Compression Hardening of Rail Steel / N. A. Popova, V. E. Gromov, Y. F. Ivanov, M. A. Porfir'ev, A. A. Yur'ev, Y. A. Shlyarova Y.A. // *Physics of the Solid State*. – 2022. – Vol. 64 (10). – P. 531 – 537.

142. Иванов, Ю. Ф. Эволюция структуры и механизмы упрочнения металла рельсов при длительной эксплуатации / 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.

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

144. Gromov, V. E. Redistribution of Carbon Atoms in Differentially Quenched Rail on Prolonged Operation / V. E. Gromov, A. A. Yur'ev, Y. F. Ivanov, V. A. Grishunin, S. V. Konovalov // *Steel in Translation*. – 2018. – Vol. 48 (6). – P. 352 – 356.

145. Yur'ev, A. A. Changes in structure and phase composition of the surface of differentially hardened 100-meter rails in operation / A. A. Yur'ev, V. E. Gromov, K. V. Morozov, O. A. Peregudov // *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. – 2017. – Vol. 60(10). – P. 826-830.

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

147. Громов, В. Е. Модифицирование структуры и свойств перспективных материалов при внешних воздействиях / 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.

148. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физика субструктурного упрочнения // Вестник ТГАСУ. –1999. –№1. –С.21-35.

149. Козлов Э.В., Старенченко В.А., Конева Н.А. Эволюция дислокационной субструктуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов //Металлы. –1993. №5. –С.152-161.

150. Громов, В. Е. Эволюция структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов в процессе длительной эксплуатации / В. Е. Громов, А. А. Юрьев, Ю. Ф. Иванов и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2017. – Т. 39. – № 12. – С. 1599–1646.

151. Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А., Громов В.Е., Попова Н.А., Никоненко Е.Н. Формирование структурно-фазовых градиентов в рельсах при длительной эксплуатации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. - № 3. - С. 49-54.

152. Громов В.Е., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Алсараева К.В. Эволюция поверхностного слоя рельсов при длительной эксплуатации // Вопросы материаловедения. - 2015. - № 3. - С. 41-49.

153. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А. Алсараева К.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. Изменение структуры и свойств поверхностных слоев головки рельсов после длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. - 2015. - Т. 12. № 2. - С. 203-208.

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

155. Перегудов О.А., Морозов К.В., Громов В.Е., Глезер А.М., Иванов Ю.Ф. Формирование полей внутренних напряжений в рельсах при длительной эксплуатации // Деформация и разрушение материалов. - 2015. - № 11. - С. 34-37.

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

157. Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И., Целлермаер В.Я., Иванов Ю.Ф. и др. Физика и механика волочения и объемной штамповки. – М.: Недра, 1997. – 293 с.

158. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнодействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Сб. трудов международной конференции. – Томск: ТГУ, 1990. - С.83-93.

159. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никитина Е.Н. Бейнитная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. – Новокузнецк: Изд. Центр СибГИУ, 2015. – 177 с.

160. Конева Н., Киселева С., Попова Н. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь. – Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2017. – 148 с.

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

162. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г. Распад цементита при пластической деформации стали // Металлофизика. - 1982. - Т.4, №3. - С.74-87.

163. Мейл Р.Ф., Хагель У.К.// Успехи физики металлов Т.3.- М.: Металлургия, 1960,- С.88-156.

164. Белоус М.В., Черепин В.Т. Изменения в карбидной фазе стали под влиянием холодной пластической деформации // ФММ. - 1962. - Т.14, №1. - С.48-54.

165. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали. - Киев: Наукова думка, 1987. - 207с.

166. Смирнов О.М., Лазарев В.А. Диффузия и перераспределение углерода в железе и его сплавах в процессе деформации // ФММ. - 1983. - Т.56, №1. - С.115-119.
167. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: ВО Наука, 1993. –280 с.
168. Батаев А.А. Закономерности пластической деформации перлита и разработка эффективных процессов упрочнения сталей с гетерофазной структурой.: Дисс. докт. техн. наук. - Новосибирск, 1995. - 398с.
169. Козлов Э.В., Закиров Д.М., Попова Н.А. и др. Субструктурно-фазовые превращения при интенсивной пластической деформации малоуглеродистой феррито-перлитной стали // Изв. вузов. Физика. - 1998. - №3. - С.63-71.
170. Громов В.Е., Бердышев В.А., Козлов Э.В., Петров В.И., Сарычев В.Д., Дорофеев В.В., Иванов Ю.Ф., Игнатенко Л.Н., Попова Н.А., Целлермаер В.Я. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали. – М.: Недра коммюникейшинс ЛТД, 2000. – 176 с.
171. Гурьев А.М., Козлов Э.В., Игнатенко Л.Н., Попова Н.А. Физические основы термоциклического борирования сталей. – Барнаул: АлтГТУ, 2000. – 177 с.
172. Попова Н.А., Жулейкин С.Г., Игнатенко Л.Н. и др. Образование градиентных структур в перлитной стали при эксплуатации // Вестник Тамбовского Университета. – 2003. – Т.8, №4. – С.589-590.
173. Ветер В.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Козлов Э.В. Фрагментированная субструктура и трещинообразование в низколегированной стали // Изв. вузов. Черная металлургия. - 1994. - N10. - С.44-48.
174. Ветер В.В., Жулейкин С.Г., Игнатенко Л.Н., Коваленко В.В., Громов В.Е., Попова Н.А., Козлов Э.В. Градиентные структуры, возникающие при пластической деформации перлитной стали // Изв. АН. Серия физическая. – 2003. – Т.67, №10. – С.1375-1379.
175. Иванов, Ю. Ф. Градиенты структуры и свойств поверхностных слоев дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации / Ю. Ф.

Иванов, В. Е. Громов, А. А. Юрьев и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2017. – Т. 14. – № 3. – С. 297–305.

176. Kalich D., Roberts E.M. On the distribution of carbon in martensite // Met. Trans. - 1971. - V.2, №10. - P.2783-2790.

177. Fasiska E.J., Wagenblat H. Dilatation of alpha-iron by carbon // Trans. Met. Soc. AIME. - 1967. - V.239, №11. - P.1818-1820.

178. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1977. – 407 с.

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

180. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. – М.: Гос. изд. физико-математической литературы, 1962. – Т.2. – 982 с.

181. Ivanov, Y. F. Transformation of Carbides in Prolonged Rail Operation / Y. F. Ivanov, A. A. Yur'ev, V. E. Gromov, S. V. Konovalov, O. A. Peregudov // Steel in Translation. – 2018. – Vol. 48 (2). – P. 97 – 103.

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

183. Кормышев, В.Е. Стадии преобразования пластинчатого перлита дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации / 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.

184. 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 / В.Е. Громов, В.Е. Кормышев,

Ю.Ф. Иванов, А.М. Глезер // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2020. – № 3. – С. 53-61.

185. Kormyshev, V.E. Formation of Fine Surface of Long Rails on Differentiated Hardening / 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. – V. 14. – No. 6. – P. 1187–1190.

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

187. Yuriev, A. Formation of Gradient Structure in Rails at Long-Term Operation / A. Yuriev, V. Kormyshev, V. Gromov, Yu. Ivanov, A. Semin // Materials Research. – 2020. – V 23(6). – e20200258.

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

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

190. Томас, Г. Просвечивающая электронная микроскопия материалов / Г. Томас, М.Дж. Гориндж. – М.: Наука, 1983. – 320 с.

191. Gavriljuk, V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation / V.G. Gavriljuk // Mater. Science and Engin. A. 2003. Vol. 345. P. 81-89.

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

193. Панин, В.Е. Пластическая дисторсия - фундаментальный механизм в нелинейной мезомеханике пластической деформации и разрушения твердых тел / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, А.В. Панин, А.Г. Чернявский // Физ. мезомех. – 2016. – Т. 19. – № 1. – С. 31-46.

194. Панин, В.Е. Нелинейные волновые процессы в деформируемом твёрдом теле как многоуровневой иерархически организованной системе / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, А.В. Панин // УФН. –2012. – Т. 182 .– № 12. – С.1351-1357.

195. Gavriljuk, V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires / V.G. Gavriljuk // Scripta Mater. –2001. –V. 45. –P. 1469-1472.

196. 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.

197. Ivanov, Y. F. Structure, Phase Composition and Properties of Rail Running Surface at Extremely Long Operation Time / Y. F. Ivanov, V. E. Kormyshev, V. E. Gromov, A. A. Yur'ev // Russian Physics Journal. – 2021. – Vol. 64 (1). – P. 82 – 88.

198. Gromov, V. E. Deformation strengthening mechanisms of rails in extremely long-term operation / V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, A. A. Yuriev, V. E. Kormyshev, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // Journal of Materials research and technology. – 2021. – Vol. 11. – P. 710–718.

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

200. Panin, V. E. Evolution of the Fine Structure and Properties of Rail Metal during Long-Term Operation / V. E. Panin, Y. F. Ivanov, A. A. Yuriev, V. E. Gromov, S. V. Panin, V. E. Kormyshev, Y. A. Rubannikova // Physical Mesomechanics. – 2021. – Vol. 24 (2). – P. 202-210.

201. Кормышев, В. Е. Структура и свойства дифференцированно закаленных 100-м рельсов после экстремально длительной эксплуатации / 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.

202. Кормышев, В. Е. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-м рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 1. Структура и свойства рельсовой стали перед эксплуатацией / 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.

203. Панин, В. Е. Эволюция тонкой структуры и свойств металла рельсов при длительной эксплуатации / 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.

204. Свидетельство о государственной регистрации базы данных № 2023622041 Российская Федерация. Распределение углерода в структуре рельсовой стали после различного пропущенного тоннажа / Юрьев А.А., Порфирьев М.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А.; правообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2023622041; заявл. 15.06.2023; зарегистр. 21.06.2023. Бюл. № 7.

205. Свидетельство о государственной регистрации базы данных № 2023621082 Российская Федерация. Оценка механизмов упрочнения структуры рельсовой стали после различного пропущенного тоннажа / Юрьев А.А., Порфирьев М.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А.; правообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2023620824; заявл. 22.03.2023; зарегистр. 03.04.2023. Бюл. № 4.

206. Кормышев, В. Е. «Белые» слои на поверхности рельсов / В. Е. Кормышев, Е. Ю. Жаворонкова, Ю. А. Рубанникова, В. Е. Громов, А. А. Юрьев //

Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2020. – Т. 31. – № 1. – С.5-8.

207. Юрьев, А. А. Длинномерные рельсы: структура и свойства после сверхдлительной эксплуатации (Издание 2-е, дополненное и переработанное) / А. А. Юрьев, Р. В. Кузнецов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Шлярова. – Новокузнецк: Полиграфист, 2022. – 311 с.

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

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

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

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

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

213. 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.

214. 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.

215. 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.

216. 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.

217. 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.

218. 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 / 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.

219. Кузнецов, Р. В. Структурно-фазовое состояние и упрочнение рельсов после экстремально длительной эксплуатации / 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.

220. 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 / 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. 9–18.

221. 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.

222. 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 hu E.T. et al. – The Minerals, Metals & Materials Society, 2006. P. 1–6.

223. 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.

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

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

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

227. 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.

228. Ivanov, Y. F. Rail Structure after Extremely Long Operation / Y. F. Ivanov, V. E. Gromov, R. V. Kuznetsov, Y. A. Shlyarova, A. A. Yur'ev, V. E. Kormyshev // Russian Physics Journal. – 2022. – Vol. 65 (3). – P. 567 – 572.

229. Григорович, К. В. Формирование тонкой структуры перлитной стали при сверхдлительной пластической деформации / К. В. Григорович, В. Е. Громов, Р. В. Кузнецов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Шлярова // Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки. – 2022. – Т. 503. – С. 8–12.

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

231. Yao, M.J. Strengthening and strain hardening mechanisms in a precipitation-hardened high-Mn lightweight steel / M.J. Yao, E. Welsch, D. Ponge, S.M.H. Haghighat, S. Sandlöbes, P. Choi, M. Herbig, I. Bleskov, T. Hickel, M. Lipinska-Chwalek, P. Shantraj, C. Scheu, S. Zaefferer, B. Gault, D. Raabe // Acta Materialia. – 2017– V. 140. – P. 258-273.

232. Friedman, L.H. Scaling Theory of the Hall-Petch Relation for Multilayers / L.H. Friedman, D.C. Chrzan // Phys. Rev. Lett. – 1998. – V. 81. – P. 2715.

233. Han, Y. TiC precipitation induced effect on microstructure and mechanical properties in low carbon medium manganese steel / Y. Han, J. Shi, L. Xu, W.Q. Cao, H. Dong // Mater. Sci. Eng. A. – 2011. – V. 530. – P. 643-651.

234. Zurob, H.S. Modeling recrystallization of microalloyed austenite: effect of coupling recovery, precipitation and recrystallization / H.S. Zurob, C.R. Hutchinson, Y. Brechet, G. Purdy // Acta Mater. – 2002. – V. 50. – P. 3077-3094.

235. Shima, Y. Self-diffusion along dislocations in ultra high purity iron / Y. Shima, Y. Ishikawa, H. Nitta, Y. Yamazaki, Mimura K., Isshiki M., Iijima Y. // Mater. Trans. – 2002. – V.43. – P. 173.

236. Morito, S. Dislocation Density within Lath Martensite in Fe-C and Fe-Ni Alloys / S. Morito, J. Nishikawa, T. Maki // ISIJ Int. – 2003. – V.43. – P. 1475-1477.

237. Huthcinson, B. Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1–0.5%C) / B. Huthcinson, J. Hagstrom, O. Karlsson, D. Lindell, M. Tornberg, F. Lindberg, M. Thuvander // *Acta Mater.* – 2011. – V. 59. – P. 5845-5858.

238. Kim, J.G. Superior Strength and Multiple Strengthening Mechanisms in Nanocrystalline TWIP Steel / J.G. Kim, N.A. Enikeev, J.B. Seol, M.M. Abramova, M.V. Karavaeva, R.Z. Valiev, C.G. Park, H.S. Kim // *Scientific Reports.* – 2018. – V. 8. – P. 11200.

239. Sevillano, J.G. An alternative model for the strain hardening of FCC alloys that twin, validated for twinning-induced plasticity steel / J.G. Sevillano // *Scr. Mater.* – 2009. – V.60. – P. 336-339.

240. Bouaziz, O. Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning-induced plasticity steels / O. Bouaziz, S. Allain, S. Scott // *Scr. Mater.* – 2008. – V.58. – P. 484-487.

241. Senkov, O.N. Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy / O.N. Senkov, J.M. Scott, S.V. Senkova, D.B. Miracle, C.F. Woodward // *J. Alloy. Compd.* – 2011. – V. 509. – P. 6043-6048.

242. Ganji, R.S. Strengthening mechanisms in equiatomic ultrafine grained AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy studied by micro- and nanoindentation methods / R.S. Ganji, P.S. Karthik, K.B.S. Rao, K.V. Rajulapati // *Acta Mater.* – 2017. – V. 125. – P. 58-68.

243. Silva, R.A. Precipitation and Grain Size Effects on the Tensile Strain-Hardening Exponents of an API X80 Steel Pipe after High-Frequency Hot-Induction Bending / R.A. Silva, A.L. Pinto, A. Kuznetsov, I.S. Bott // *Metals.* – 2018. – V. 8. – P. 168-180.

244. Hosford, W.F. *Mechanical Behavior of Materials*, 2nd ed. / W.F. Hosford. – Cambridge University Press: Cambridge, UK, 2010. – 163 p.

245. Morales, E.V. On coherent carbonitride precipitation in commercial microalloyed steels / E.V. Morales, J. Gallego, H.-J. Kestenbachz // *Philos. Mag. Lett.* – 2003. – V. 83. – P. 79-87.

246. Morales, E.V. Precipitation kinetics and their effects on age hardening in an Fe–Mn–Si–Ti martensitic alloy / E.V. Morales, N.J. Galeano Alvarez, A.M. Morales, I.S. Bott // Mater. Sci. Eng. A – 2012. – V. 534. – P. 176-185
247. Sieurin, H. Modelling solid solution hardening in stainless steels / H. Sieurin, J. Zander, R. Sandström // Mater. Sci. Eng. A. – 2006. – V. 415. – P. 66-71.
248. Chatterjee, S. Mechanical stabilization of austenite / S. Chatterjee, H.S. Wang, J.R. Yang, H.K.D.H. Bhadeshia // Materials science and technology. – 2006. – V. 22. – P. 641-644.
249. Fine, M.E. Origin of copper precipitation strengthening in steel revisited / M.E. Fine, D. Isheim // Scripta Materialia. – 2005. – V. 53. – P.115-118.
250. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и обработка сталей / Ф.Б. Пикеринг. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
251. Предводителей, А.А. Современное состояние исследований дислокационных ансамблей. В кн.: Проблемы современной кристаллографии / А.А. Предводителей. – М.: Наука, 1975. – С. 262-275.
252. Мак Лин, Д. Механические свойства металлов / Д. Мак Лин. – М.: Металлургия, 1965. – 431 с.
253. Embyri, I.D. Strengthening by dislocations structure / I.D. Embyri // Strengthening Method in Crystals. Applied Science Publishes. – 1971. – P. 331-402.
254. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Под ред. В.Е. Панина. – Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1990. – С.123-186.
255. Штремель, М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. Учебник для вузов / М.А. Штремель. – М.: МИСИС, 1997. – 527 с.
256. Ivanisenko, Yu. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite / Yu. Ivanisenko, I. Maclaren, X. Sauvage, R.Z. Valiev, H.J. Fecht // Acta Mater. – 2006. – Vol. 54. – P. 1659-1669.

257. Беленький, Б.З. Оценки прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным / Б.З. Беленький, Б.М. Фарбер, М.И. Гольдштейн // ФММ. 1975. – Т. 39. – № 3. – С. 403-409.
258. Ridley, T. Lattice parameters of Fe-C austenite of room temperature / T. Ridley, H. Stuart, L. Zwell // Trans. Met. Soc. AIME. – 1969. – V. 246. – № 8. – P. 1834-1836.
259. Vohringer, O. Structure and Mechanische eigenschaft von martensite / O. Vohringer, E. Macherauch // Н.Т.М. – 1977. – V. 32. – N. 4. – P. 153-202.
260. Прнка, Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей / Т. Прнка // Металловедение и терм. обр. стали. – 1979. – № 7. – С. 3-8.
261. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – Киев: Наукова думка, 1989. – 256 с.
262. Конева Н.А., Козлов Э.В., Попова Н.А. Влияние размера зерен и фрагментов на плотность дислокаций в металлических материалах // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2010. – Т. 7. – № 1. – С. 64-70.
263. Конева Н.А. Природа стадий пластической деформации // Соросовский образовательный журнал. – 1998. – № 10. – С. 99-105.
264. Подрезов Ю.Н., Фирстов С.А. Два подхода к анализу кривых деформационного упрочнения // Физика и техника высоких давлений. – 2006. – Т. 16. – № 4. – С. 37-48.
265. Козлов Э.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Теплякова Л.А., Клопотов А.А., Конева Н.А. Влияние типа субструктуры на перераспределение углерода в стали мартенситного класса в ходе пластической деформации // Изв. вузов. Физика. – 2002. – Т. 45. – № 3. – С. 72-86.
266. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК-сталях при деформации // Изв. РАН. Серия физическая. – 2004. – Т. 68. – № 10. – С. 1419-1428.

267. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Размерный эффект в дислокационных субструктурах металлических материалов // Фундаментальные проблемы современного металловедения. – 2009. – Т. 6. – № 2. – С. 14-24.

268. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Скалярная плотность дислокаций во фрагментах с разными типами субструктур // Письма о материалах. – 2011. – Т. 1. – С. 15-18.

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

270. Иванов Ю.Ф., Кормышев В.Е., Громов В.Е., Юрьев А.А., Глезер А.М., Рубанникова Ю.А. Механизмы упрочнения металла рельсов при длительной эксплуатации // Вопросы материаловедения. – 2020. – № 3(103). – С. 17-28.

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

ПРИЛОЖЕНИЕ А. АКТ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ

УТВЕРЖДАЮ

Операционный директор
АО «Евраз-Объединенный ЗСМК»,
к.т.н. А.В. Головатенко

27 мая 2024 г.

АКТ

об использовании результатов работы Юрьева А.А.

«Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации»

Настоящим актом подтверждается, что технические специалисты рельсового производства АО «Евраз-Объединенный ЗСМК» на техническом совете ознакомились с результатами диссертационной работы Юрьева Антона Алексеевича «Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации».

Данные структурно-фазовых превращений, перераспределения углерода, происходящих в 100-метровых дифференцированно-закаленных рельсах после 691,8, 1441 и 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 3,0 млн рублей.

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



Е.В. Полевой

ПРИЛОЖЕНИЕ Б. АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ

ООО «КУЗНЕЦКИЙ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЙ
ЗАВОД –МЕТАЛЛУРГИЯ»

ИНН 4221008982 КПП 422001001
654027, Россия, Кемеровская область – Кузбасс обл.,
г. Новокузнецк, ул. Куйбышева, 17 А
тел: (3843) 72-99-09, 72-99-21



УТВЕРЖДАЮ

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



АКТ

06 2024 г

использования результатов диссертационной работы Юрьева А.А. «Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации». Рассмотренная и обсужденная на заседании технического совета предприятия диссертационная работа А.А. Юрьева «Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации» позволяет рекомендовать полученные результаты изменения структурно-фазовых состояний, механических свойств, макро и микроструктуры поверхности головки по центральной оси и радиусу скругления выкружки длинномерных, дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 после различных сроков длительной эксплуатации к разработке дополнений к технологической инструкции по выявлению мест локализации концентраторов напряжений и зарождения микротрещин при неразрушающем контроле, что обеспечит сокращение сроков работ по проверке состояния рельсов. Ожидаемый годовой экономический эффект 3,5 млн. рублей.

Начальник

технического отдела

А.Г. Фролов

ПРИЛОЖЕНИЕ В. АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ

АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО

«ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНИК»

630041, Россия, Новосибирская область, г. Новосибирск, ул. 2-я Станционная, д. 44 офис 309
 р/сч 40702810826170102613 Отделение №8615 ПАО Сбербанк России г. Новосибирск, БИК 042207613,
 кор/сч 30101810500000000612 ИНН 4217001617 (КОД 1108)
 тел.(3843) 45-93-31

Утверждаю

Генеральный директор

АО «Железнодорожник»

И.А. Шкиль



«14» 05 2024 г.

АКТ

Использования результатов диссертационной работы Юрьева А.А.
**«Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных
 рельсов при длительной эксплуатации»**

Настоящим актом подтверждается, что результаты диссертации Юрьева Антона Алексеевича «Физическая природа и механизмы упрочнения дифференцированно закаленных рельсов при 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 могут быть использованы 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 в рельсах при эксплуатации и деформационном упрочнении при сжатии рельсовой стали 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 3,0 млн. рублей.

Заместитель Генерального
директора

А.А. Прохода

ПРИЛОЖЕНИЕ Г. СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ

«Утверждаю»:

Директор

ООО «Кузбасский региональный
инженерный консультационный центр»

д.т.н., профессор

А. Н. Смирнов



04 2024

СПРАВКА

Об использовании результатов диссертационной работы Юрьева А. А.
«Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов
при длительной эксплуатации»

Настоящей справкой подтверждается, что результаты диссертационной работы Юрьева Антона Алексеевича «Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации», полученные по центральной оси и выкружке для 100-метровых дифференцированно-закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 691,8, 1441 и 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 3 млн рублей.

Начальник лаборатории

контроля металлов

Ожиганов Е. А.

ПРИЛОЖЕНИЕ Д. СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ

УТВЕРЖДАЮ

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



16 июня 2024 г.

СПРАВКА

об использовании результатов диссертационной работы Юрьева А.А.
«Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов при
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 691,8, 1441 и 1770 млн. тонн), и деформационном упрочнении рельсовой стали, количественные значения механических свойств (σ_a , σ_0 , 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 Юрьева Антона Алексеевича «Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов при 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 Е. СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ

Утверждаю

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

«04» 06 2024 г.



СПРАВКА

об использовании результатов диссертационной работы Юрьева А.А.
«Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов
при длительной эксплуатации»

Результаты диссертационной работы Юрьева Антона Алексеевича «Изменение структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов при 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 Российского фонда фундаментальных исследований (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 создании отчетов по научно-исследовательской практике и выполнении научно-квалификационных работ по специальности 03.06.01 Физика и астрономия (профиль «Физика конденсированного состояния»).

Зам. начальника Управления
научных исследований СибГИУ
д.т.н., доцент



Д.В. Загуляев

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



В.Е. Громов