

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ имени И.П. БАРДИНА»

На правах рукописи

ЛИВАНОВА НАДЕЖДА ОЛЕГОВНА

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЗАМЕДЛЕННОГО ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ
ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО ЗАКАЛЕННОГО МАРТЕНСИТА В РЕЛЬСОВОЙ
И КОЛЕСНОЙ СТАЛИ**

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Филиппов Георгий Анатольевич

Введение	4
Глава 1. Литературный обзор	9
1.1. Влияние структурного состояния высокоуглеродистых сталей на сопротивление разрушению (ударная вязкость и трещиностойкость)	9
1.2. Особенности технологии производства железнодорожных рельсов из высокоуглеродистой стали	13
1.3. Особенности технологии производства железнодорожных колес из высокоуглеродистой стали	18
1.4. Влияние технологии производства железнодорожных рельсов и колес на структурное состояние и образование дефектов	25
1.5. Структурное состояние закаленной стали и склонность к замедленному хрупкому разрушению	29
Заключение по главе 1	36
Глава 2. Материалы и методы исследования	37
2.1. Материалы исследования	37
2.2. Методы исследования	41
2.2.1. Исследование комплекса стандартных и специальных свойств сталей	41
2.2.2. Исследование структурного состояния сталей микроскопическими и физическими методами	45
Глава 3. Особенности феноменологии и механизма замедленного хрупкого разрушения высокоуглеродистого закаленного мартенсита	48
3.1. Влияние структурного состояния на склонность к замедленному хрупкому разрушению и уровень остаточных напряжений высокоуглеродистой стали	50
3.2. О физической природе порогового напряжения при замедленном хрупком разрушении высокоуглеродистой стали	61
3.3. Анализ влияния остаточных микронапряжений на склонность высокоуглеродистого закаленного мартенсита к замедленному хрупкому разрушению	66
Заключение по главе 3	73
Глава 4. Мартенситно-бейнитные неоднородности и их влияние на качество и свойства рельсовой стали	75
4.1. Исследования макроструктуры и возможности наследования ликвации в непрерывнолитой заготовке в различных областях профиля рельсового проката	75

4.2. Анализ наиболее значимых дефектов, оказывающих влияние на качество и отбраковку готовых рельсов из непрерывнолитой заготовки	84
Заключение по главе 4	103
Глава 5. Совершенствование сквозной технологии производства непрерывнолитой заготовки и рельсов	104
Заключение по главе 5	115
Заключение	116
Список литературы	118

Актуальность темы исследования и степень ее разработанности.

В настоящее время производство рельсов осуществляется из непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) из высокоуглеродистой рельсовой стали, в которой, в зависимости от температурно-скоростных параметров разливки, формируется центральная ликвационная зона с повышенным содержанием углерода, легирующих элементов и примесей.

Содержание этих элементов в центральной ликвационной зоне НЛЗ может превышать среднее их содержание в стали в несколько раз. Если при производстве железнодорожных колес центральная область НЛЗ удаляется и не является критичной, то наследование ликвационной зоны при прокатке рельсов и последующей термообработке может приводить к формированию неоднородных сдвиговых структур в отдельных элементах готовых рельсов. Применяемая ранее объемная закалка в масло с последующим высокотемпературным отпуском, обеспечивала протекание релаксационных процессов при отпуске закаленной стали, и, как следствие, повышение однородности структуры и свойств в готовом изделии.

Современная технология производства дифференцированно-закаленных длинномерных (100 м) рельсов предусматривает принудительное охлаждение поверхности головки и подошвы рельса, а шейка охлаждается на воздухе, что может быть недостаточно для полного протекания процессов самоотпуска закаленной стали в области возникновения неоднородных сдвиговых структур. Поскольку именно в шейке, в основном, локализуется структурная неоднородность, наследуемая из центральной ликвационной зоны НЛЗ, можно выдвинуть предположение о неблагоприятном воздействии закалочных структур в этой области рельса на эксплуатационные свойства вследствие повышения остаточных микронапряжений и развития замедленного хрупкого разрушения. В случае высокоуглеродистой стали представляет интерес изучение влияния структурного состояния и уровня остаточных микронапряжений на развитие замедленного хрупкого разрушения (ЗХР).

Известно, что хрупкое разрушение в закаленной стали возникает под воздействием неоднородных структурных микронапряжений, появляющихся в процессе мартенситного превращения, неоднородности химического состава и структуры, снижающих эффективную поверхностную энергию разрушения и приводящих при зарождении и распространении хрупкой трещины к увеличению термофлуктуационных процессов.

Явление замедленного хрупкого разрушения подробно описано в работах Шуракова С.С., Саррака В.И., Филиппова Г.А., Мазанца К., Мишина В.М. и др. Наиболее полно исследована природа замедленного хрупкого разрушения низкоуглеродистых и

среднеуглеродистых сталей, а замедленное хрупкое разрушение в высокоуглеродистых сталях менее изучено.

В связи с этим, представляет интерес исследование особенностей физической природы явления ЗХР высокоуглеродистого закаленного мартенсита, причин образования продуктов сдвиговых превращений при производстве дифференцированно-закаленных рельсов и разработка рекомендаций по предотвращению их возникновения.

Цель работы.

Выявление закономерностей влияния структурного состояния на уровень остаточных микронапряжений и склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой рельсовой и колесной стали, определение причин образования мартенситно-бейнитных неоднородностей в дифференцированно-закаленных рельсах и разработка способов предотвращения их формирования в контролируемой области.

В работе поставлены следующие задачи:

- установить закономерности влияния температуры отпуска на уровень остаточных микронапряжений и склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистых колесной и рельсовой стали;
- исследовать особенности феноменологии механизма замедленного хрупкого разрушения закаленного высокоуглеродистого мартенсита и определить условия его развития в рельсовой стали;
- провести анализ сквозной технологии производства рельсов для определения наследования дефектов НЛЗ при прокатке и термической обработке;
- разработать рекомендации по совершенствованию сквозной технологии производства рельсов из НЛЗ, направленные на повышение однородности структуры и снижение отбраковки по мартенситно-бейнитной неоднородности;
- опробовать предложенные рекомендации при производстве опытно-промышленной партии рельсов.

Объект исследования - высокоуглеродистые стали различного химического состава: рельсовая сталь марки Э76Ф по ГОСТ Р 51685 и колесные стали марок «2» и «Т» по ГОСТ 10791.

Предмет исследования - закономерности замедленного хрупкого разрушения высокоуглеродистого закаленного мартенсита и его влияние на сопротивление разрушению рельсовой и колесной стали.

Научная новизна.

1. Определены особенности феноменологии явления замедленного хрупкого разрушения высокоуглеродистого закаленного мартенсита, заключающиеся в том, что в

отличие от низко- и среднеуглеродистого мартенсита, в которых замедленное разрушение развивается в 3 стадии, при замедленном разрушении высокоуглеродистой закаленной стали практически отсутствует («вырождается») стадия стабильного роста трещины, что является следствием малой величины критической длины трещины, вызывающей ее неконтролируемое распространение, т.е. низкого значения вязкости разрушения.

2. Установлена связь между склонностью к ЗХР, оцениваемой по величине снижения работы разрушения при снижении скорости нагружения и уровня локальных остаточных микронапряжений, и микроискажений кристаллической решетки ($\Delta a/a$) в высокоуглеродистой закаленной стали – чем ниже уровень остаточных микронапряжений, тем выше сопротивление ЗХР, что подтверждает их ведущую роль в механизме явления ЗХР.

3. Впервые установлена немонотонная зависимость уровня остаточных микроискажений ($\Delta a/a$) кристаллической решетки от величины приложенного упругого напряжения в закаленном высокоуглеродистом мартенсите: при увеличении напряжений сначала их снижение, а затем возрастание. Показано, что минимум на немонотонной зависимости микроискажений $\Delta a/a$ от упругого напряжения близок по величине к пороговому напряжению при ЗХР, т.е. напряжению нагружения ниже которого оно не наблюдается, что подтверждает физическую природу порогового напряжения, как напряжения, при котором изменяется механизм релаксационных процессов под влиянием внешнего напряжения – при низких напряжениях их релаксация, а при высоких - их возрастание, вызывающее зарождение трещины.

4. Установлено, что в отличие от низко- и среднеуглеродистых сталей, для которых низкотемпературный отпуск полностью устраняет склонность к ЗХР, для высокоуглеродистого мартенсита после отпуска до 200 °С склонность к этому виду разрушения сохраняется, хотя остается в существенно меньшей степени, чем в свежезакаленном состоянии.

5. Методом физического моделирования установлена температура самоотпуска металла шейки дифференциально-закаленного в потоке стана рельса, которая составляет 220 ± 10 °С. Показано, что для высокоуглеродистой закаленной стали отпуск при этой температуре не устраняет склонность к ЗХР, что является следствием неполной релаксации остаточных микронапряжений по сравнению с нагревом при более высоких температурах.

Теоретическая и практическая значимость работы.

1. Проведен анализ сквозной технологии производства рельсов в условиях Оскольского электрометаллургического комбината (АО «ОЭМК») и Актюбинского рельсобалочного завода (ТОО «АРБЗ»), выявлены основные дефекты НЛЗ, наследуемые при прокатке и термической обработке рельсов – неоднородности химического состава и структуры, несплошности типа трещин, являющиеся причиной повышенной отбраковки.

2. Разработаны рекомендации по совершенствованию сквозной технологии НЛЗ и рельсов, обеспечивающие повышение однородности химического состава НЛЗ и снижение отбраковки рельсов по дефектам мартенсито-бейнитной неоднородности, внесены соответствующие изменения в технологическую документацию на производство и поставку рельсов.

3. Выданы рекомендации по повышению температуры самоотпуска при охлаждении шейки рельса в потоке прокатного стана в ТОО «АРБЗ» с целью повышения трещиностойкости в случае образования закалочных структур в неконтролируемой области рельса.

4. По результатам технологических рекомендаций изготовлены 193 партии рельсов (28 тыс. т) в условиях ТОО «АРБЗ» из НЛЗ производства АО «ОЭМК», показавшие отсутствие отбраковки продукции по мартенситно-бейнитным дефектам.

Методология и методы исследования. В основе работы находился анализ и сопоставление литературных данных, проведенных лабораторных экспериментов и промышленных исследований, посвященных явлению замедленного хрупкого разрушения в закаленных высокоуглеродистых сталях. В качестве материала для исследования были выбраны высокоуглеродистые стали для железнодорожных рельсов и колес. Поставленные в работе задачи решали с использованием современных методик исследования стандартных и специальных свойств, металлографических и физических методов изучения структурного состояния стали, а также статистического анализа полученных результатов.

Основные научные положения, выносимые на защиту:

1. Влияние температуры отпуска на уровень остаточных микронапряжений и склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистых колесной и рельсовой стали.

2. Особенности феноменологии механизма замедленного хрупкого разрушения закаленного высокоуглеродистого мартенсита и условия его развития в рельсовой стали.

3. Зависимость уровня остаточных микроискажений ($\Delta a/a$) от величины приложенного упругого напряжения в закаленном высокоуглеродистом мартенсите.

4. Связь между склонностью к ЗХР, оцениваемая по величине снижения работы разрушения при снижении скорости нагружения и уровня локальных остаточных микронапряжений и микроискажений кристаллической решетки ($\Delta a/a$) в высокоуглеродистой закаленной стали.

5. Установленная температура самоотпуска при охлаждении шейки рельса в потоке прокатного стана и рекомендации по повышению трещиностойкости в случае образования закалочных структур в неконтролируемой области рельса.

6. Разработанные рекомендации по совершенствованию сквозной технологии НЛЗ и рельсов, обеспечивающие повышение однородности химического состава НЛЗ и снижение отбраковки рельсов по дефектам мартенситно-бейнитной неоднородности.

Степень достоверности результатов исследований обеспечивается современными методами анализа микроструктуры и механических свойств исследованных материалов на сертифицированном аттестованном оборудовании. Результаты полностью согласуются с научными основами металловедения и термической обработки. Основные материалы работы опубликованы в рецензируемых научных изданиях и доложены на международных конференциях.

Личный вклад автора. Основные научные положения и результаты диссертационной работы базируются на исследованиях и результатах экспериментов, проведенных лично или с участием автора. Вклад автора состоит в проведении анализа мировой научной литературы, постановке цели и определении задач данной работы, выборе направлений и методов получения экспериментальных данных, анализе и обобщении результатов.

Апробация работы. Основные результаты и положения диссертационной работы доложены и обсуждены на следующих конференциях: VII (Москва, 2016 г.), IX (Москва, 2018 г.), XI (Москва, 2020 г.), XIII (Москва, 2022 г.) Научно-технических конференциях молодых специалистов «Перспективы развития металлургических технологий»; IX (Черноголовка, 2016 г.) Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов»; Международном симпозиуме «Перспективные материалы и технологии» (Витебск, 2017 г.); LVII (Севастополь, 2016), LVIII (Пермь, 2017), LX (Витебск, 2018 г.), LXIV (Екатеринбург, 2022) Международных научных конференциях «Актуальные проблемы прочности»; VIII (Москва, 2016 г.), X (Москва, 2021 г.) Евразийских научно-практических конференциях «Прочность неоднородных структур - ПРОСТ»; Международном симпозиуме «Перспективные материалы и технологии» (Минск, 2021 г.).

Работа отмечена званием лауреата конкурса «Молодые ученые 2019» на 25-й Международной промышленной выставке «Металл-Экспо» (12–15 ноября 2019 г., Москва).

Часть работы выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в рамках научного проекта № 18-08-00215.

Публикации. Результаты исследования опубликованы в 19 печатных работах, из которых 10 – в журналах, рекомендованных ВАК.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, 5 глав, заключения, списка литературы. Диссертационная работа изложена на 130 страницах машинописного текста и включает 75 рисунков, 14 таблиц. Перечень литературы состоит из 142 наименований.

Глава 1. Литературный обзор

1.1. Влияние структурного состояния высокоуглеродистых сталей на сопротивление разрушению (ударная вязкость и трещиностойкость)

Методы и подходы, основанные на механике разрушения, позволяют правильно оценить работоспособность рельсов с теми или иными дефектами и небольшими трещинами, что необходимо, поскольку в течении значительной части своего жизненного цикла рельсы имеют такие дефекты. Испытания на ударный изгиб для вычисления сопротивления высокоуглеродистой рельсовой стали хрупкому разрушению проводят на призматических образцах на маятниковом копре. Чаще всего испытывают образцы с надрезом типа I по ГОСТ 9454 (радиус надреза 1 мм, глубина 2 мм). Реже проводят серии испытаний при варьировании температур, что позволяет определить влияние снижения температуры на сопротивление высокоуглеродистой рельсовой стали хрупкому разрушению [1]. Предлагаемые методы основаны на определении коэффициентов интенсивности напряжений на фронте трещины при ее отрыве (K_I) и сдвиге (K_I , K_{III}).

Основной характеристикой статической трещиностойкости (вязкости разрушения) стали считается критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} , при этом происходит разрушение под воздействием нормальных напряжений. Данная величина определяется путем замера критического размера усталостной трещины при циклических испытаниях и расчетом циклического критического коэффициента интенсивности напряжений K_{fIC} . Пороговое значение K_{th} коэффициента интенсивности напряжений описывает циклическую трещиностойкость (живучесть) металлов является, в случае превышения которого начинает развиваться усталостная трещина.

Оценка качества рельсов и колес по результатам испытаний стандартных небольших образцов является необходимой, но не полной, так как не учитывает влияния остаточных напряжений.

Известно, что эксплуатационная стойкость железнодорожных колес зависит от количества, состава и морфологии неметаллических включений. Наиболее опасными с точки зрения возникновения эксплуатационных дефектов являются деформируемые неметаллические включения – силикаты пластичные, сульфиды, окислосульфиды и др. Такие включения – это концентраторы напряжений, вызывающие образование дефектов, контактно-усталостного происхождения и снижающие характеристики трещиностойкости стали, что отрицательно сказывается на надежности колес при эксплуатации.

Раскисление, модифицирование и микролегирование, как технологические приемы, направленные на снижение вредного влияния неметаллических включений повышение эксплуатационной надежности, широко применяются для повышения качества рельсовой и колесной стали.

Известно, что при сохранении уровня прочностных свойств металла колес микролегирование алюминием позволяет повышать характеристики пластичности – относительное удлинение и поперечное сужение. В ободе и диске колес из микролегированной стали с содержанием Al – 0,026% КСЧ составляет 33 и 35 Дж/см² соответственно, по сравнению с ободом и диском колес, изготовленных из стали с содержанием Al – 0,0054% – 23 и 26,5 Дж/см². Уровень ударной вязкости, как в ободе, так и в диске колес, легированных алюминием, выше, чем металла колес производства без микролегирования алюминием [2]. Можно полагать, что более высокий уровень ударной вязкости в металле колес из микролегированной стали является следствием более однородной структуры. Это подтверждается результатами испытаний образцов с острым надрезом, вырезанных из обода, диска и ступицы колес. Микролегирование колесной стали алюминием повышает работу зарождения трещины в ободе и диске почти в 2 раза, а в ступице в 1,5 раза [2].

Повышенная отбраковка колес из микролегированной стали требует дальнейшего совершенствования технологии раскисления, микролегирования и особенно разливки стали, обеспечивающей более эффективную защиту металла от вторичного окисления.

При повреждениях и износе свойства высокоуглеродистых рельсовых и колёсных сталей преимущественно зависят от возникающих напряжений, свойств выбранного материала и влияния среды [3, 4]. На сегодняшний день известны способы экспериментального определения свойств и особенностей металлов, сталей и сплавов при циклическом упругопластическом деформировании и разрушении. Доэвтектоидные высокоуглеродистые стали получили широкое применение в производстве железнодорожных рельсов и колес. Структура данных сталей перлитно-ферритная. Для повышения уровня контактной усталости высокоуглеродистых сталей необходимо понимание механизмов усталости при условии наличия участков свободного феррита [4]. Известны результаты исследований механического поведения перлита (как основной структурной составляющей большинства сталей для железнодорожных рельсов и колес) и эволюции дислокационной структуры перлита.

Известно, что в ферритных промежутках плотность дислокаций увеличена (максимум на межфазных границах феррит-цементит), поэтому микроструктура пластинчатого перлита изменяется в начале пластической деформации. На следующих этапах холодной пластической деформации формируется ячеистая дислокационная структура в деформированном железе.

Усталостное разрушение пластинчатого перлита принято разделять на три этапа. Первый этап характеризуется зарождением микротрещин по межфазным границам и в фрагментированной (ячеистой) дислокационной структуре ферритных промежутков. Второй этап – этап роста микротрещин, при этом дислокации скапливаются у их вершин. Третий этап – этап нестабильного развития микротрещин, разрушение зарождается в границах перлитных колоний.

Структура обода железнодорожного колеса при термическом упрочнении представляет собой тонкопластинчатый перлит с распределением сетки свободного феррита (5-10%) по границам перлитных колоний, тогда как в диске и ступице железнодорожного колеса образуется грубопластинчатый перлит. Установлено, что для возникновения усталостных микроповреждений и трещин в железнодорожном колесе диаметром ~ 1 м оказывается достаточным 10^7 циклов «нагрузка-разгрузка» после ~ 50000 км пробега. При этом в области перехода диска к ободу, возникают высокие переменные изгибные нагрузки, при этом на поверхности катания обода возникают также высокие переменные контактные нагрузки.

Для экспериментальных исследований дислокационной субструктуры и имитации реальных условий эксплуатации образцы перлитно-ферритной стали типа Fe-0.65%C-0.8%Mn подвергали усталостным испытаниям. Также известны исследования структуры слоев металла, как у поверхности катания, так и прилегающих к усталостным трещинам, в реальных колесах, изъятых после эксплуатации [4-7].

Установлено, что при испытаниях на изгиб образца на внецентренное растяжение (для сталей с ферритной и перлитно-ферритной структурой) на расстоянии не более 0,05 мм от поверхности усталостной трещины усталостные микроповреждения перлитных колоний и ферритных колоний значительно различаются. В зернах свободного феррита микроповреждения являются плотными сплетениями дислокаций. Подобные скопления разделяют зерна на участки 0,2-0,5 мкм. Если же межпластинчатое расстояние составляет до 0,1 мкм, то для дислокаций характерно хаотичное распределение в ферритных промежутках между пластинами цементита. Также наблюдается разориентация кристаллических решеток соседних участков до $3-5^\circ$.

Далее при увеличении расстояния от поверхности усталостной трещины (0,1-0,2 мм) доля свободного феррита в зернах увеличивается, а разориентация на дислокационных сплетениях уменьшается. При увеличении расстояния от поверхности усталостной трещины до 0,5 мм плотность дислокаций в сплетениях снижается до такой степени, что начинается разрушение строения сплетений [2, 4-6]. В условиях циклического изгибного нагружения цементит сохраняет пластинчатую морфологию.

Подобное описание микрповреждений соответствует диску реального железнодорожного колеса, где микроструктура представляет собой грубо-пластинчатый перлит, и в результате усталости в ферритных промежутках между пластинами цементита формируются скопления дислокаций в виде субграниц.

Можно заключить, что характер распределения дислокаций оказывает влияние на межпластинчатое расстояние. Это наиболее показательно для контактной усталости. При контактной усталости до момента появления усталостной трещины реализуется гораздо большая степень деформации, по сравнению с изгибной усталостью. Это же показывает и распределение дислокаций в перлите, где можно обозначить три степени фрагментации: 1 – в границах колонии; 2 – в пределах нескольких граничащих друг с другом промежутков между пластинами цементита; 3 – внутри одного ферритного промежутка.

После площадки текучести начинается деформационное упрочнение перлита.

Происходит образование ячеистой дислокационной структуры в ходе пластической деформации феррита под действием нескольких систем скольжения, тогда как при циклической деформации формируются полосчатая и венообразная структуры. Вены (участки кристалла со сгущениями дислокаций) разделяются каналами т.е. зонами, где концентрация дислокаций снижена.

Структурно-размерные эффекты эволюции дислокационной структуры для пластинчатого перлита такого рода формируются при условии того, что длина свободного пробега дислокаций λ_S становится больше межпластинчатого расстояния перлита (или обе величины достигают примерно одинаковых значений).

Установлено, что в ферритных прослойках перлита длина пути скольжения превышает величину ферритного промежутка t_f максимально в 4,75 раз.

Размеры ферритных слоев описывают зависимостью:

$$L_i = m_i t_f = t_f / \sin \phi_i, \quad (1.1)$$

где m_i – ориентационные факторы систем скольжения в ферритных слоях перлита, ϕ_i – углы между плоскостями скольжения дислокаций и плоскостями цементитных пластин в направлении движения дислокаций.

Подобная дислокационная структура может развиваться так же как деформация ферритных прослоек перлита. Соотношение $L_i \gg \lambda_S$ справедливо для грубопластинчатого перлита. При обратном нагружении в N-ом цикле величина фактора обратимости дислокационной структуры ϕ_N минимальна. При симметричном циклическом нагружении

достигается максимум коэффициента φ_N , а для дислокационной структуры достигается максимальная обратимость.

Прохождение дислокаций через прослойки феррита и их осаждение на противоположных межфазных границах происходит, если соблюдается соотношение $L_i < \lambda_s$.

С точки зрения энергии с большей вероятностью зарождение усталостной трещины возможно на экструзиях и интрузиях [4]. При контактной усталости процесс образования экструзий-интрузий подавляется. Реализация этого механизма в перлите происходит при испытаниях на изгиб.

Общая длительность усталостного разрушения N_Σ складывается из периодов образования трещины N_c и периода развития усталостной трещины N_p . Давление P может оказывать влияние на распространение микротрещины критического размера, но не на ее зарождение. Основными факторами для зарождения трещины на экструзии, являются концентрация напряжений и направленность напряжений. Оба этих фактора учитывает обобщенный коэффициент концентрации напряжений на экструзии $q_3 \geq 1,5$ [4].

Микрповреждения и энергия деформирования концентрируются у поверхности трещины. При циклических нагрузках накопление микрповреждений провоцирует скачкообразное увеличение усталостной трещины на величину зоны микрповреждений [4, 5].

1.2. Особенности технологии производства железнодорожных рельсов из высокоуглеродистой стали

Выплавка.

До 1995 года ОАО «Кузнецкий металлургический комбинат» (КМК) и ОАО «Нижнетагильский металлургический комбинат» (НТМК) выплавляли рельсовые стали скрапудным процессом в мартеновских 400-тонных печах.

Во время мартеновского процесса содержание углерода при расплавлении стали, а также скорость окисления углерода по ходу плавки, регламентируется технологией выплавки. Самой важной реакцией, определяющей степень окисленности металла, считается выгорание углерода в ванне мартеновской печи, которое способствует обязательному перемешиванию металла и шлака путем образования пузырей CO и CO_2 . В результате данной реакции происходит повышение чистоты по содержанию неметаллических включений и газов. Также при этом достигается гомогенизация металла по температуре и химическому составу.

На НТМК с целью повышения эффективности ведения плавки металла и исключения переокисления запускают продувку ванны кислородом, при этом чугун заливают не менее половины и процесс обычно заканчивается за 35-55 минут до раскисления [13].

Содержание фосфора в передельном чугуне также во многом определяет технологию. Возникает необходимость ускорения образования и обновления шлака. Непосредственно после заливки чугуна начинается спуск шлака из мартеновских печей. Удалению фосфора из стали способствует подобранная температура ванны, также на процесс удаления фосфора оказывает влияние большое количество оксидов железа и марганца среди первичных оксидов.

При мартеновском процессе является возможным производство готовой стали с содержанием серы до 0,015-0,025%, однако, не удастся получить более чистую по содержанию серы рельсовую сталь, даже при обработке стали в ковше твердыми шлакообразующими смесями [14]. Неметаллические включения оказывают большое влияние на эксплуатационную стойкость готовых железнодорожных рельсов.

Известно, что при повышенном содержании серы и фосфора в металлошихте увеличивается расход шлакообразующих. Состав неметаллических включений во многом определяется технологией раскисления рельсовой стали [1, 14].

Чистота рельсовой стали по содержанию газов и неметаллических включений достигается при выплавке рельсовой стали в кислородных конвертерах. При данной технологии происходит продувка на заданное высокое содержание углерода, Разливка на машине непрерывного литья заготовок МНЛЗ обеспечивается за счет высокой температуры на выпуске. Содержание серы и фосфора в металле перед раскислением обеспечивается на уровне не выше 0,020% [13].

Также известна технология выплавки рельсовой стали с присадкой угля для нагрева лома. При данной технологии происходит повышенный износ футеровки, однако, качество выплавляемой стали соответствует современным стандартам и может конкурировать с мартеновской. Нагрев лома по времени составляет 6-7 мин, а продолжительность среднего цикла плавки увеличивается на 4-6 мин.

Выплавка стали из низкомарганцовистого чугуна с остановкой продувки на заданном содержании углерода на Днепровском металлургическом комбинате обеспечивает высокие показатели пластичности, циклической прочности и живучести рельсов, при этом содержание оксида железа и конечных шлаковых находится на уровне 10-16% при основности 3,5 [13].

С 1995 года в условиях НТМК выплавляют природно-легированную ванадием, чистую по примесям рельсовую сталь. Данная технология обеспечивается выплавкой стали в 160-тонных кислородных конвертерах из ванадиевого чугуна дуплекс-процессом без использования металлолома. Продолжительность плавки в конвертере составляет 30-50 мин. Доводка

химсостава стали после конвертера проводится на агрегатах типа печь-ковш и вакууматоре. Регламентированное содержание ванадия обеспечивают. Ванадий из чугуна усваивается на 61-78%. Использование ванадийсодержащих сплавов исключается, а требуемое содержание ванадия достигается технологией выплавки рельсовой стали с добавкой в конвертер жидкого ванадийсодержащего чугуна [20-22].

На НКМК начиная с 2000 г. рельсовую сталь выплавляют в 100-тонных дуговых электросталеплавильных печах, при этом технологически обеспечивается производство рельсов улучшенного металлургического качества. Рельсы, произведённые из электростали, могут использоваться в особо сложных и агрессивных условиях эксплуатации.

Электродуговая печь позволяет проводить ряд технологических операций, регулировать скорость расплавления и нагрев, обезуглероживание, а также гомогенизацию по химическому составу и температуре и дегазацию стали. Для данной технологии характерно прямое легирование металлического расплава [16]. Такая печь является универсальным агрегатом и экономически выгодной т.к. позволяет производить сталь с использованием различных шихтовых материалов, а также сочетается с агрегатами внепечной обработки и установками непрерывной разливки стали.

В электропечь загружают металлолом и заливают жидкий чугун. После расплавления металлолома, небольшого окислительного периода и достижения температуры в печи 1590-1630 °С проводят предварительное раскисление и металл из печи выпускают в ковш. Продолжительность плавки составляет приблизительно 1ч [1].

После окончания плавки жидкий металл выпускают из электропечи или конвертера в ковш. Во время выпуска осуществляют присадку кремний-марганцесодержащих ферросплавов, а также извести и плавикового шпата для формирования шлака, защищающего жидкий металл. Для полного образования шлака в ковше сталь продувают инертным газом (аргоном). Это позволяет повысить однородность химического состава стали и температуры, повысить чистоту по металлическим включениям, в том числе по сере, кислороду и азоту.

Далее происходит внепечная обработка стали на агрегате печь-ковш. В агрегате печь-ковш жидкая сталь в процессе комплексной обработки продувается инертным газом. Следующим этапом происходит раскисление шлака и раскисление жидкой стали порошковой проволокой с силикокальцием. После этого жидкая сталь проходит корректировку состава до требуемого путем введения ферросплавов. Температура, необходимая для разливки стали составляет 1530-1550 °С.

Раскисление является важной операцией, обеспечивающей чистоту стали по неметаллическим включениям. В прошлом раскисление рельсовой стали производилось в печи ферромарганцем, а в ковше – ферросилицием и алюминием. На сегодняшний день после

многочисленных исследований по оценке влияния расхода алюминия на загрязненность рельсовой стали, изучению изменения последовательности ввода раскислителей перешли сначала к использованию комплексных раскислителей с меньшим содержанием алюминия, а затем к безалюминиевому вакуум-углеродному раскислению. Источником попадания алюминия в рельсовую сталь являются ферросплавы, содержащие алюминий и материал облицовки внутренних поверхностей (футеровки) ковшей. Содержание углерода корректируют путем вдувания коксовой пыли [1, 23-35].

Также для получения чистой стали выполняют вакуумирование на циркуляционном вакууматоре. После завершения работ на агрегате комплексной обработки стали (АКОС) отбирают пробу металла для полного химического анализа. Шлак так же подвергают анализу на содержание окислов железа, марганца, кальция и кремния. Выплавка и внепечная обработка рельсовой стали по описанному режиму позволяют получить содержание кислорода в металле без вакуумирования менее 30-35 ppm, а с вакуумированием – менее 15-20 ppm. Кроме того, вакуумирование обеспечивает снижение содержания водорода в жидкой стали с 3,5-5,5 до 1,5-2,5 ppm. Обработка рельсовой стали на АКОС в большинстве случаев проводится не менее 40 мин.

В XX в. рельсовую сталь разливали сверху в изложницы. В настоящее время для разливки используют машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Сталь, отлитая в слитки, значительно уступает по качеству поверхности, однородности химического состава и макроструктуре металлу, отлитому на машинах непрерывного литья заготовок. Разливка стали на заготовки производится на четырехручьевых радиальных машинах непрерывного литья. Наилучшим соотношением двух размеров поперечного сечения заготовок считается 1,2-1,4 (300×360 мм).

Металлургическая длина машин непрерывного литья заготовок составляет около 20 м, расстояние между ручьями 1,7 м, длина кристаллизатора 1 м. Температура жидкой стали в промежуточном ковше емкостью 25,5 т составляет 1475-1500 °С, скорость разливки 0,4-0,6 м/мин. Для обеспечения высокого качества непрерывно литых заготовок важен автоматический контроль параметров разливки.

Для защиты металла в кристаллизаторе и промежуточном ковше используют шлакообразующую смесь.

Макроструктура заготовок, полученных непрерывной разливкой, сильно зависит от температурно-скоростного режима этой операции [27].

Прокатка.

Перед прокаткой заготовки, полученные методом непрерывного литья, нагревают в методических печах с шагающими балками при торцевой загрузке и выдаче. Снизу и сверху

печи расположены грелки с природным газом. Ширина печи внутри составляет 10-11 м, а длина – 40-50 м. Заготовки в печи располагаются в один-два ряда. В первой методической зоне печи происходит нагрев заготовок до 650-700 °С, конечная температура заготовок после выдачи из печи находится в интервале 1200-1270 °С, время нагрева 3-4 ч. Максимальная производительность печи составляет 200-250 т/ч.

Прокатку рельсов осуществляют на стане линейного типа. Температура рельсовых раскатов после прокатки на стане 950 должна находиться в пределах 1080-1140 °С, температура конца прокатки на стане 850 – не ниже 920 °С [1, 36].

Известно несколько способов термического упрочнения железнодорожных рельсов, такие как: объемная закалка в масло, упрочнение головки в растворе полимера, дифференцированная закалка водой, сжатым воздухом или водовоздушной смесью [1, 21]. За рубежом широко применяют дифференцированную закалку. Данная технология обеспечивает получение высокой прямолинейности, благоприятных остаточных напряжений и дифференцированной прочности по сечению рельса. Однако качество рельсовой стали снижается при применении объемной закалки в масле [21]. При проведении объемной закалки рельсы с печного нагрева подвергаются охлаждению в масле путем объемного погружения. При охлаждении в масле возникают значительные искривления рельсов и происходит образование остаточных напряжений. Далее для снятия остаточных напряжений проводят отпуск в течение 2-х часов при температуре 460°С, но он не способен устранить кривизну. Прямолинейность рельсов обеспечивается холодной правкой на РПМ, при этом наводятся неблагоприятные растягивающие напряжения, которые негативно сказываются на их эксплуатационной стойкости [21]. Известно, что при закалке в масле шейка и подошва рельса закаляются на высокую твердость, что снижает живучесть рельсов [1, 32-40].

При выборе новой технологии термического упрочнения следует учитывать большой объем рельсовой продукции и жесткие требования к их надежности в суровых климатических условиях отечественных железных дорог.

При применении водополимерных растворов для закалки железнодорожных рельсов увеличивается прокаливаемость, повышается твердость и дисперсность структуры. Прочностные, пластические и вязкостные свойства в этом случае (по сравнению с применением минерального масла) также возрастают, а коробление снижается [13]. При данной технологии в головке рельса наводятся сжимающие остаточные напряжения. Для обеспечения однородности структуры сорбита применяют прерывистое охлаждение рельса в водополимерной среде [13, 41-45].

Среди закалочных сред самая высокая охлаждающая способность наблюдается у воды. Для выбора воды в качестве среды при закалке рельсов стоит учитывать механизм образования

дисперсного пластинчатого перлита. Структура перлита может быть получена при однократном погружении в закалочную среду с коэффициентом теплоотдачи, приближенным к коэффициенту теплоотдачи масла. В случае если коэффициент теплоотдачи выше, чем у масла, то пластины цементита часто перекрывают тепловой поток, вставая у него на пути и не давая продвигаться к поверхностным слоям, за счет чего отвод тепла уменьшается. Происходит формирование мелкодисперсной структуры пластинчатого перлита прямо под слоем перлита у поверхности (вместо бейнита или мартенсита) [13].

1.3. Особенности технологии производства железнодорожных колес из высокоуглеродистой стали

В конце XX века новые технические и технологические разработки на железнодорожном транспорте (внедрение объемно-закаленных рельсов, железобетонных шпал, суженной колеи пути, новой конструкции вагонной тележки, а также тормозных колодок и т.д.) привели к значительному ужесточению режима эксплуатации рельсов и железнодорожных колес, работающих как пара трения. Возникла тенденция повышенного износа как рельса, так и колеса, что привело к тому, что на железных дорогах России ежегодно несколько десятков тысяч поврежденных и дефектных колес нуждались в замене [2, 37].

Рост качества рельсовой стали и рельсов происходил интенсивнее, чем рост качества сталей для железнодорожных колес [23]. Следовательно, изменились трибометрические характеристики взаимодействия рельса и колеса т.к. образовался значительный дисбаланс между их свойствами [22].

В связи с этим в настоящее время существует необходимость корректировки состава колесной стали и технологии ее производства для улучшения качества, уровня твердости, вязкости металла цельнокатаных железнодорожных колес и обеспечения повышения их эксплуатационной стойкости [23].

В 2004 году на ОАО «ВМЗ» был создан участок внепечной обработки стали, это позволило выплавлять в мартеновских печах только углеродистый полупродукт, а доводку металла до необходимого химического состава осуществляли на установке ковш-печь, а затем его подвергали вакуумированию и обработке аргоном. Применение такой технологии помогло существенно повысить качество металла, его чистоту по примесям, газам, неметаллическим включениям, снизить разброс по содержанию химических элементов, усреднить температуру металла по объему. Для сохранения достигнутых характеристик качества в 2006 году была

внедрена технология защиты струи металла от вторичного окисления аргонном при разливке его в изложницы.

К 2006 году мартеновское и колесопрокатное производство были объединены в единый колесопрокатный комплекс ВМЗ. Технология производства стала полностью соответствовать современным требованиям:

- выплавку углеродистого полупродукта производят в двух мартеновских печах садкой 250 т каждая, оснащенных системой донной продувки ванны печи инертным газом через газопроницаемые зоны с отсечкой печного шлака при выпуске плавки;

- проводят обработку металлом твердыми шлакообразующими смесями при выпуске металла из мартеновских печей в сталеразливочные ковши;

- установка печь-ковш оснащена продувочными пробками, через которые продувают металлом аргонном, введением углеродосодержащих и шлакообразующих материалов. Металл нагревают до температур в интервале 1630-1640 °С. Также проводят раскисление и микролегирование и десульфация металла. В результате достигается заданный химический состав металла в узких пределах по содержанию углерода, марганца и кремния, соответственно $\pm 0,02\%$, $\pm 0,05\%$, $\pm 0,05\%$ [24], для обеспечения стабильности свойств железнодорожных колес;

- проводят вакуумирование металла на вакууматоре типа VD с целью снижения его газонасыщенности и загрязненности неметаллическими включениями; обработку металла аргонном; корректировку химического состава, микролегирование металла и модифицирование неметаллических включений порошковыми проволоками; обеспечивая стабильную температуру металла перед разливкой, контроль окисленности стали с применением системы Celox, достижение содержания водорода в жидком металле не более 1,8 ppm, что особо важно для флокеночувствительной стали при производстве железнодорожных колес;

- осуществляют разливку в изложницы с наборкой сифонных проводок при подготовке сталеразливочных составов с использованием уплотнительных вставок, с сифонной разливкой металла в цилиндрические, механически обработанные изложницы, совмещенные с прибыльной надставкой под теплоизолирующими смесями с утеплением прибыльной части слитка теплоизолирующими вкладышами и защитой струи металла аргонном во время разливки.

Был обеспечен заданный химический состав в узких пределах, стабильное содержание водорода в жидком металле – менее 2 ppm (вместо 4,5-7,5 ppm), обеспечена стабильность температуры стали перед началом разливки (разброс по температуре был $\pm 30^\circ\text{C}$, стал $\pm 5^\circ\text{C}$), повышение микрочистоты стали в 2-2,5 раза [2].

На АО «ВМЗ» освоено производство цельнокатанных колес с повышенной твердостью обода из стали марки «Т». Сталь марки «Л» применяют для производства колес пассажирских вагонов [23], обладающих повышенным эксплуатационным ресурсом. Также проходили

сертификацию колеса из стали бейнитного класса с повышенным сопротивлением образованию дефектов термического происхождения [2, 6, 46-51].

В настоящее время стратегия развития железнодорожного транспорта России, ориентированная на рост грузоподъемности и скорости перевозок, требует совершенствования геометрических параметров коле, повышения качества колесной стали и разработки новых марок колесных сталей, обеспечивающих увеличение эксплуатационного ресурса.

Основная проблема недостаточной эксплуатационной стойкости железнодорожных колес грузовых и пассажирских вагонов России – недостаточная твердость их обода, которая существенно ниже твердости рельса.

В отличие от зарубежных стандартов, где ударная вязкость в диске не регламентируется, в ГОСТ 10791 заложены требования по ударной вязкости металла диска. Поэтому основным условием повышения твердости в ободе колеса является повышение или сохранение требуемой ударной вязкости колесной стали [48-53].

В последние годы наметилась тенденция использования сдвиговых структур в качестве структурной основы металла железнодорожных рельсов и колес в частях изделий, примыкающим к рабочим поверхностям.

Известно, что стали со структурой нижнего бейнита обладают значительно более высокой ударной вязкостью и трещиностойкостью. Это обстоятельство делает перспективным применение рельсов и колес с бейнитной структурой в наиболее нагруженных участках железных дорог [2].

Стали для колес грузовых вагонов.

По требованиям ГОСТ 10791 для производства цельнокатаных колес грузовых вагонов применяют сталь марки 2. В большинстве случаев железнодорожные колеса имеют перлитную структуру (с содержанием 5-10% свободного феррита). На рабочих поверхностях обода и гребня в большинстве случаев перлит более дисперсный, а в диске и ступице структура более грубая. Такое распределение структуры обусловлено применением «прерывистой закалки». Поверхность обода колеса при проведении «прерывистой закалки» спреерно охлаждают водой, а на закалочном столе происходит вращение самого железнодорожного колеса. В первую очередь на воздухе охлаждают диск и ступицу, затем в печи при температуре 490-530°C проводят отпуск для всего колеса. Отпуск проводят с целью перераспределения или снятия преимущественно макроскопических термических напряжений

Твердость рабочих поверхностей железнодорожных колес из марок «2» и «Т» контролируется согласно ГОСТ 10791: на глубине 30 мм от поверхности катания обода твердость должна быть не менее 255 НВ. Однако увеличение интенсивности износа требует повышение твердости обода железнодорожного колеса на рабочих поверхностях и на глубине

до 30 мм до уровня 320-360 НВ. Применение стали марки «Т» может являться решением данной задачи [25].

Следующей задачей является повышение ударной вязкости материала дисков. Для повышения уровня ударной вязкости необходимо либо диспергировать грубопластинчатый перлит, либо измельчать размер перлитных колоний. Повышение ударной вязкости возможно достичь также снижением содержания углерода в стали. Однако снижение уровня углерода может привести к понижению твердости обода. Диспергирование перлитной структуры достигается подбором режимов термической обработки.

Известно, что твердость стали, аустенизированной при 850 °С, зависит от температуры изотермического превращения. При закалке в масло в стали образуется структура, представляющая собой смесь пластинчатого частичного двойникованного и дислокационного реечного мартенсита. При закалке на мартенсит, после превращения ниже температуры M_s , твердость стали достигает максимума - 64-66 HRC, а при 200 °С твердость стали незначительно снижается. При 200 °С (во время изотермического превращения) также образуется структура мартенсита, но такая структура имеет морфологические отличия от структуры резкой закалки. Твердость при повышении температуры изотермы до 300, 350 и 400 °С сперва остается постоянной, а затем возрастает. При этом важно отметить, что при повышении температуры превращения с 200 до 350 °С происходит образование бейнита. Структура нижнего бейнита преобладает при температурах выше 200 °С, а с возрастанием температуры изотермы выше 350 °С содержание верхнего бейнита в структуре становится больше.

Далее при повышении температуры изотермы ~400-430 °С твердость непрерывно снижается до минимума - 10-15 HRC, что объясняется структурой верхнего бейнита. Незначительное повышение твердости при температуре ~400 °С можно объяснить присутствием тонкопластинчатого перлита. Твердость 35 HRC достигается при практически полностью перлитной структуре. Далее с повышением температуры превращения аустенита возникает перлитная структура с участками свободного феррита. Межпластиночное расстояние перлита увеличивается до ~0,5 мкм после протекания превращения при температуре 720 °С.

Отпуск железнодорожных колес проводят в интервале 490-530 °С. При 500 °С снижение твердости до 36 HRC связано с исходной структурой мартенсита, а при бейнитной структуре твердость снижается до 30 HRC. Отпуск 490-530 °С не оказывает значительного влияния на твердость стали со структурой, сформированной при изотермическом превращении при 580 °С и выше [2, 4-7]. Как твердость, так и ударная вязкость стали повышаются при увеличении дисперсности перлита.

Легирующие элементы оказывают влияние на кинетику перлитного превращения [25]. Известно, что почти все карбидообразующие легирующие элементы в той или иной степени увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита в области перлитного превращения, что может приводить к образованию продуктов промежуточного превращения [2, 6].

Увеличение содержания углерода в колесной стали и ужесточение режима закалки обода колеса может привести к возрастанию уровня остаточных напряжений.

Исследования влияния режимов закалки на уровень остаточных напряжений показали, что для предотвращения опасности преждевременного хрупкого разрушения колес в результате развития замедленного разрушения при измерении остаточных напряжений в колесе необходимо ограничивать не только нижний предел сходимости берегов радиального разреза колеса, но и верхний в пределах 1-5 мм.

Сталь для колес для пассажирских вагонов.

Использование стали марки «1» с пониженным содержанием углерода (ГОСТ 10791) для производства железнодорожных колес пассажирских вагонов вызвано необходимостью повышенного запаса вязкости. При этом твердость таких колес значительно ниже твердости рельсов, что является причиной интенсивного износа при эксплуатации и способствует образованию контактно-усталостных дефектов [22].

Сталь марки «1» содержит 0,44-0,52 мас. % углерода, что при термообработке на ферритно-перлитную микроструктуру позволяет получить твердость стали на уровне ~250 НВ. Такая невысокая твердость объясняется двумя факторами: наличием в структуре ~35% свободного феррита с твердостью на уровне 100-200 НВ, а также значительным (0,2 мкм и более) межпластиночным расстоянием в перлите [4-7].

Упрочнение твердого раствора, дисперсионное твердение и измельчение структуры применяют в качестве основных механизмов повышения твердости стали. Последнее приводит также к повышению пластичности и вязкости стали.

Для упрочнения твердого раствора используют углерод, кремний, хром и др [22]. Известно влияние содержания углерода на твердость колесной и рельсовой стали [2, 54-56]. Для дисперсионного упрочнения применяют микродобавки карбонитридообразующих элементов: ванадия, ниобия, алюминия. Измельчение структуры достигают путем снижения температуры перлитного превращения и предотвращения рекристаллизационных процессов благодаря образованию в структуре дисперсных фаз [26].

Увеличение твердости за счет повышения содержания углерода в стали понизит ее надежность в эксплуатации, поскольку при этом уменьшается уровень ударной вязкости.

Низкая стойкость металла колес из стали марки «1» к термическим воздействиям тормозного происхождения, обуславливающая возникновение повреждений типа выщербин,

определяется невысокой (~ 720 °C) температурой превращения в аустенит перлитной составляющей микроструктуры. В условиях локального разогрева поверхности катания колеса это способствует образованию закалочных структур и, как следствие, образованию дефектов типа трещин и выщербин [56, 57].

Была установлена зависимость изменения твердости от температуры изотермической выдержки для колесной стали марки «1», легированной ванадием и ниобием.

Известно, что при контакте с рельсом железнодорожное колесо испытывает более высокие нагрузки. Помимо структуры и химического состава на уровень конструктивной прочности колеса оказывает влияние геометрия цельнокатаного колеса, т.к. от геометрических особенностей каждого элемента зависит взаимодействие напряжений под влиянием остаточных тепловых напряжений, возникающих в результате воздействия торможения по кругу катания и рабочих (вертикальных и осевых) нагрузок. Учитывают процесс чистого качения с передачей постоянных высоких вертикальной и горизонтальной нагрузок, которые приводят к возникновению высоких касательных напряжений на поверхностях катания колеса и рельса. Также перемещения колеса относительно рельса вызывают проскальзывания в поперечном и продольном направлениях. В данном процессе в дополнение к механическим нагрузкам колесо испытывает термические нагрузки [28].

Величина ударной вязкости характеризует способность колес противостоять разрушению под влиянием статических и динамических нагрузок.

Эксплуатационные характеристики железнодорожных колес во многом зависят от правильного выбора и соблюдения параметров двух главных технологических процессов: нагрева под аустенизацию и последующего охлаждения.

При современном производстве железнодорожных колес в поверхностных слоях обода формируется сложная микроструктура, включающая наряду с перлитом мартенсит и бейнит [2, 4-7, 57]. В большинстве случаев структуре тонкопластинчатого перлита предшествует структура верхнего бейнита. Значительный разброс механических свойств может быть объяснен образованием в ободке колес под поверхностью катания неоднородной микроструктуры [32]. Во время «прерывистой» закалки происходит недопустимо быстрое охлаждение, следовательно, большая часть аустенита не успевает перейти в феррит и перлит и в результате переохлаждения при низкой температуре переходит в бейнит и мартенсит.

Известно, что при распаде аустенита углеродистой стали бейнитно-мартенситные превращения протекают в температурном интервале ниже температур образования перлита и феррита [2, 58, 59]. Поэтому основная задача при обработке на структуру перлита – не переохладить сталь до точек B_n и M_n – температур начала образования бейнита и мартенсита соответственно.

Химический состав стали влияет на температуры Бн и Мн: чем больше содержание углерода в стали и чем она более легирована, тем ниже эти температуры.

Образование структуры мартенсита и нижнего бейнита в ободе колес из стали с высоким содержанием углерода свидетельствуют о том, что в процессе «прерывистой» закалки слои металла под поверхностью катания охлаждаются до температуры образования сдвиговых структур (400-250-200 °С) за время, меньшее продолжительности инкубационного периода при перлитном превращении. Скорость охлаждения обода колес с высоким содержанием углерода в этом случае достигает 100-150 °С/с, которая достаточна для реализации мартенситно-бейнитных превращений.

При термической обработке необходимо правильно выбрать температуру нагрева колес под аустенизацию [2, 57]. Оптимальная температура нагрева под закалку для доэвтектоидных сталей на 30-50 °С выше $A_{с3}$. Важнейшим этапом является определение значений температур (критических точек) начала и конца фазовых превращений стали.

Установлено, что добавка в сталь ванадия повышает критические точки $A_{с1}$ и $A_{с3}$ (углерод не влияет на расположение критической точки $A_{с1}$ и понижает критическую точку $A_{с3}$ при увеличении его содержания).

При повышении скорости охлаждения более 2 °С/с в структуре колесных сталей образуется бейнит, при повышении охлаждения больше 10 °С/с – в структуре образуется мартенсит. Следует отметить, что увеличение содержания углерода в колесных сталях приводит к снижению критических точек Мн и Мк.

При производстве железнодорожных колес используют две различные технологии: литье жидкой стали в формы и обработка давлением при кузнечно-прокатном переделе литой заготовки. Следовательно, принято разделять литые колеса и цельнокатанные колеса, физико-механические свойства будут наследоваться в зависимости от технологии производства [33].

Механические свойства и плотность изделия, изготовленного обработкой давлением, выше, чем при литье. Несмотря на то, что литые колеса производят по современным технологиям, а с целью придания ободу и диску высоких эксплуатационных свойств обязательно проводят последующую термическую обработку, в ходе которой избавляются от литой микроструктуры, наследственные особенности формирования структуры и служебных характеристик изделия будут сохраняться и придавать продукции неустранимые свойства, характерные для конкретного технологического процесса.

1.4. Влияние технологии производства железнодорожных рельсов и колес на структурное состояние и образование дефектов

Рельсы.

Для установления причин разрушения железнодорожных рельсов наиболее часто применяют металлографические исследования микроструктуры.

В большинстве случаев микроструктура нетермоупрочненных рельсов представляет собой мелкопластинчатый перлит (среднее межпластинчатое расстояние 1-1,5 мкм). При исследовании на электронном микроскопе становится видно, что перлит представлен совокупностью мелких ферритных пластинок, чередующихся с пластинками цементита.

После термического упрочнения (объемная закалка в масле и отпуск) микроструктура железнодорожных рельсов становится более дисперсной и представляет собой мелкодисперсный тонкопластинчатый перлит (сорбит закалки) с межпластинчатым расстоянием примерно 0,1 мкм [1].

Структура головки термоупрочненного рельса должна представлять собой тонкопластинчатый перлит (сорбит закалки), быть однотипна и однородна по глубине, при этом не игольчатые структуры (мартенсит и бейнит) не допускаются. [1, 27, 60-63].

Однако в последнее время как на отечественных, так и на зарубежных, заводах возможно производство рельсов со структурой нижнего бейнита. Такие рельсы отличаются пониженным содержанием углерода (0,35-0,4%) и повышенным содержанием легирующих элементов [1, 4-7, 64]. Недостатком рельсов из бейнитной стали является более быстрый износ, но они лучше противостоят образованию поверхностных контактно-усталостных дефектов.

Чем ниже содержание углерода в стали перлитных доэвтектоидных рельсов, тем больше в структуре отдельных мелких выделений феррита. При содержании углерода 0,6-0,65% вокруг темных зерен перлита происходит образование тонкой светлой сетки феррита. Образование толстых прослоек избыточного феррита по границам зерен нежелательно.

При наличии ликвации в шейке рельсов с содержанием углерода 0,78-0,82% или у заэвтектоидных рельсов микроструктура иногда представлена перлитом и структурно-свободным цементитом. Для сохранения сопротивления рельсовой стали хрупкому разрушению выделения такого цементита не должны превышать 3 балла по ГОСТ 5640 [1, 9, 14].

Соответственно ГОСТ 5639 величина зерна в рельсах без термического упрочнения должна соответствовать 2-4 баллу. В этом случае величина зерна определяется в основном температурой конца прокатки. Для термоупрочненных железнодорожных рельсов зерно перлита определяется в первую очередь температурой нагрева под закалку и соответствует 7-8

баллу. Также на размер зерен тонкопластинчатого перлита влияет наличие частиц карбонитридов, что связано с содержанием в рельсовой стали азота и ванадия [1, 4-7, 9].

Существующие в настоящее время рельсовые стали преимущественно не склонны к перегреву т.е. являются наследственно мелкозернистыми. При перегреве зерно в рельсовой стали может разрастаться вплоть до балла 0, как следствие происходит падение механических свойств, в частности ударной вязкости и пластичности. Величина наследственного аустенитного зерна после нагрева до температуры 930 °С достигает в среднем 6 балла. В термически упрочненных рельсах размер перлитных колоний преимущественно равен 10-50 мкм. Повышение содержания в стали ванадия и азота обеспечивает образование дисперсных карбонитридных фаз и уменьшению размеров перлитных колоний [1, 4-9, 14].

Как правило в железнодорожных рельсах у поверхности находится обезуглероженный слой, он получается, как результат контакта углерода в стали с окислительной атмосферой печей при нагреве заготовок под прокатку и рельсов под закалку. Ранее глубина обезуглероженного слоя не нормировалась и могла достигать 1 мм, у рельсов современного производства глубина этого слоя не должна превышать 0,5 мм [4-7, 9]. По периметру рельса обезуглероженный слой распределен неравномерно: максимальная его глубина наблюдается на поверхности катания, минимальная – на поверхности шейки. Это связано с особенностями деформирования рельса при прокатке. Наличие обезуглероженного слоя, в особенности значительной толщины, приводит к снижению твердости рельса около поверхности, что способствует его ускоренному износу в первый период эксплуатации, а также может облегчать образование усталостных трещин, начинающихся от поверхности.

Чистота металла является одним из самых существенных факторов, определяющих качество рельсов, а скопления неметаллических включений одним из основных металлургических дефектов, значительно снижающих их долговечность [1, 23-26, 65-67]. Местные скопления неметаллических включений представляют собой внутренние концентраторы напряжений, от которых при эксплуатации преждевременно возникают трещины контактной усталости, приводящие к образованию различных повреждений.

Неметаллические включения в рельсовой стали – так называемые эндогенные микровключения – представляют собой местные загрязнения металла, образовавшиеся в результате химических реакций, протекающих при выплавке стали, в основном в процессе раскисления и вторичного окисления [1, 68]. Эти включения имеют размер от десятых долей микрона до 10-20 мкм. Загрязнения посторонними продуктами сталеплавильного происхождения (продукты разрушения футеровки ковша и желобов, куски шлака, запутавшиеся в остывающем металле и не всплывшие на поверхность жидкой стали, песочины) – так называемые экзогенные макровключения имеют размер от 30 до 200 мкм и более [1].

Влияние неметаллических включений на качество железнодорожных рельсов в большой степени зависит от формы, величины, природы и взаимного расположения.

Неметаллические включения обладают совершенно отличными от основного металла механическими и физическими свойствами [1, 14].

Коэффициент термического расширения оксидов большинства типов в 1,5-2,5 раза меньше, чем у металлической матрицы. При охлаждении металл сдавливает неметаллическое включение, в результате чего вокруг него возникают растягивающие остаточные напряжения, оказывающие негативное влияние на возникновение микротрещин в случае приложения циклических напряжений. Сульфидные включения в стали имеют коэффициент линейного расширения больший, чем металлическая матрица. Поэтому при охлаждении после прокатки или термической обработки на границе сульфида и матрицы происходит отрыв неметаллического включения и образуются усадочные микропустоты. Вблизи оксидов и сульфидов повышается содержание водорода в первом случае вследствие возникновения остаточных растягивающих напряжений, а во втором – пустот, которые являются резервуарами для накопления атомарного водорода и образования его молекул. На возникновение микротрещин при циклическом нагружении оксиды оказывают большее отрицательное влияние, чем сульфиды, так как коэффициенты концентрации напряжений около оксидных включений вдвое больше, чем около сульфидов [1, 32-35].

Грубые неметаллические включения, выходящие на поверхности рельсов, сопровождаемые пленами, рванинами и расслоениями, выявляют при визуальном осмотре. Внутренние макровключения могут быть обнаружены при контроле макроструктур; микроскопические неметаллические включения изучаются под микроскопом на нетравленных полированных шлифах или после выделения их путем электрохимического растворения неметаллической основы.

В современной рельсовой стали встречаются следующие виды неметаллических включений: строчки хрупкоразрушенных сложных оксидов, пластичные силикаты и сульфиды [1, 69].

В прошлом при раскислении рельсовой стали алюминием оксиды представляли собой окислы алюминия (глинозем) – Al_2O_3 . Более тугоплавкие, чем сталь, оксиды затвердевают раньше и являются центрами ее кристаллизации. Для включений глинозема в литой стали характерно не равномерное распределение по объему, а образование местных скоплений. Это относится и к включениям, образовавшимся при раскислении, а также при вторичном окислении. В процессе прокатки включения глинозема не деформируются, а вследствие своей хрупкости дробятся и образуют характерные строчки, вытянутые в направлении прокатки. Для

включений глинозема характерна очень высокая твердость ($H_{\mu 20} 1800-2500$) и малая величина отдельных включений (5-30 мкм).

В современной технологии производства рельсовой стали металлический алюминий в качестве раскислителя не применяется. Благодаря этому удалось избежать загрязнения стали глиноземом в чистом виде. При выплавке рельсовой стали применяют комплексные раскислители, содержащие кремний, марганец и кальций [68]. В результате раскисления получаются сложные оксиды, алюминаты и силикаты этих металлов. Общее содержание оксидов в рельсовой стали составляет 0,005-0,01%. Для повышения сопротивления контактной усталости в рельсовой стали следует стремиться к получению сложных силикатов, оксидов и алюминатов с низким содержанием алюминия и минимизировать включения с высоким содержанием алюминия (50-80%).

Содержание неметаллических включений в рельсах, прокатанных из заготовок, разлитых на машинах непрерывного литья (МНЛЗ), значительно ниже, нежели в рельсах, изготовленных из стали, разлитой в изложницы. Это связано с длительной внепечной обработкой и вакуумированием, предоставлением включениям большей возможности всплывать при переливе стали из ковша в промежуточный ковш, подборах на металлургических комбинатах новых шлакообразующих смесей. Решающую роль в образовании оксидов играет содержание в стали кислорода. Наиболее опасными в рельсовой стали являются оксиды, образующие вытянутые строчки различной длины и ширины.

Если в рельсовой стали наблюдаются скопления хрупких оксидов более 30 мкм в поперечном сечении и длиной более 0,5 мм, то это может стать причиной снижения долговечности рельсов и является локацией для возникновения продольных трещин контактной усталости. В связи с этим обычные металлографические методы оценки стали неметаллическими включениями по ГОСТ 1778 были дополнены методикой оценки ее загрязненности крупными скоплениями строчечных включений, которая вошла в ГОСТ Р 51685-2000.

За последние годы длина скоплений оксидов в виде строчек была уменьшена от 1,5-2 мм до 0,1 мм. Строчки хрупкоразрушенных сложных оксидов не должны быть длиннее 0,35 мм. Максимальный размер одиночных оксидных включений должен быть не более 30 мкм. В новом стандарте нормируется объемная доля хрупкоразрушенных и недеформирующих оксидных включений, оцениваемая по эталонным шкалам или с использованием автоматических систем анализа изображений.

Сульфиды в рельсовой стали представляют собой сложные соединения с железом и марганцем ($FeS \cdot MnS$). Преобладает сернистый марганец. Такие соединения пластичны при высоких температурах и в процессе прокатки принимают вытянутую форму. Содержание сульфидов прямо пропорционально содержанию серы, также встречаются окисульфиды.

Газы находятся в рельсовой стали в виде неметаллических включений (кислород входит в состав оксидов, азот – в состав нитридов) и в виде твердого раствора в железе. Повышенное содержание газов вредно влияет на ряд свойств стали: снижает ее сопротивление хрупкому разрушению, усиливает склонность к старению, уменьшает усталостную и контактно-усталостную прочность, приводит к образованию флокенов и т.д.

В соответствии с ГОСТ Р 51685 содержание кислорода не должно превышать границу 0,002% (20 ppm). Массовая доля азота в обычной рельсовой стали, выплавленной в кислородном конвертере, составляет 0,005-0,007%. Содержание азота в рельсовой стали, выплавленной в электропечи, соответственно с условиями выплавки может изменяться в широком диапазоне – от 0,006 до 0,015%. Чтобы обеспечить требуемое для рельсов низкотемпературной надежности стабильное содержание азота, равное 0,010-0,015% (100-150 ppm), необходимо использовать специальные азотированные ферросплавы.

Массовая доля водорода в рельсах после прохождения полного технологического цикла производства составляет 0,0001-0,00015% (1-1,5 ppm). Небольшая его часть находится в виде атомов или протонов, растворенных в кристаллической решетке, некоторая часть – в виде атомов, взаимодействующих с дефектами кристаллической решетки или адсорбируемых на поверхности неметаллических включений, и еще одна – в виде молекул H_2 в микро- и макropустотах. Первые две формы существования водорода обладают высокой подвижностью, а молекулярный водород может приводить к появлению значительных локальных напряжений и образованию микронадрывов – флокенов.

Чистота металла является одним из самых существенных факторов, определяющих качество рельсов, а скопления неметаллических включений – одним из основных металлургических дефектов, значительно снижающих их долговечность. Местные скопления неметаллических включений представляют собой внутренние концентраторы напряжений, от которых при эксплуатации преждевременно возникают трещины контактной усталости, приводящие к образованию различных повреждений [1].

1.5. Структурное состояние закаленной стали и склонность к замедленному хрупкому разрушению

Испытания на склонность стали к хрупкому разрушению проводят при различных температурах и скоростях нагружения. В зависимости от этих параметров выделяют два вида хрупкости стали.

Первый вид хрупкости характеризуется тем, что повышение скорости нагружения и понижение температуры влияют на переход металла из вязкого в хрупкое состояние. Базой для этого вида хрупкости является хладноломкость, обусловленная свойствами, характерными только для металлов с кристаллической решеткой ОЦК.

Для второго вида хрупкости - замедленного разрушения характерна противоположная зависимость от скорости и температуры нагружения. При обычных динамических испытаниях сталь не обнаруживает повышенной склонности к хрупкому разрушению, однако, в результате воздействия статической нагрузки ниже предела текучести во времени или при малой скорости деформации эта склонность обнаруживает себя.

Различие этих видов хрупкости проявляется не только в феноменологических признаках и способах их выявления, но и в физических причинах и механизмах.

Замедленное разрушение возможно на разных этапах металлургического передела. При этом виде разрушения временная зависимость прочности выражена особо четко. Описаны случаи растрескивания слитков из высокопрочных легированных сталей, также известно, что в прокате часто образуются холодные трещины. Замедленное разрушение характерно для стальных изделий, находящихся в активной эксплуатации, например в изделиях из мартенситостареющих сталей, в стальных трубах и баллонах высокого давления, сварных швах, высокопрочных болтах и др. [70].

Развитие замедленного разрушения в закаленной углеродистой стали определяют такие условия как: 1) легкость зарождения трещины при наличии остаточных микронапряжений; 2) повышенная склонность стали после закалки к хрупкому разрушению, и как следствие наличие области хрупкого "долома"; 3) замедленное развитие трещины по границам исходных аустенитных зерен и разупрочнение при столкновении с границами быстро растущих мартенситных кристаллов. Отпуск или отдых закаленного углеродистого мартенсита благодаря релаксации остаточных микронапряжений повышает сопротивление замедленному разрушению т.к. увеличивается прочность границ и вязкость стали [36].

Склонность стали после закалки и низкого отпуска к ЗХР в значительной степени зависит от времени отдыха закаленной стали [46].

Явление отдыха закаленной стали при комнатной температуре характеризуется одновременным увеличением ее прочности и пластичности по мере увеличения времени, прошедшего от момента закалки до начала испытания [71]. При испытании образцов из малоуглеродистой стали на растяжение с увеличением длительности отдыха наблюдается рост относительного сужения и истинного сопротивления разрыву, для среднеуглеродистой легированной стали во время испытаний на кручение наблюдалось возрастание предела прочности при отдыхе закаленной стали.

С уменьшением скорости охлаждения при закалке эффект отдыха уменьшается. Понижение температуры, при которой происходит отдых образцов закаленной стали, приводит к торможению процесса отдыха, а повышение этой температуры действует в противоположном направлении [71, 72].

Известно, что свежезакаленный мартенсит может быть пластически деформирован при весьма низких напряжениях [73].

Изменение прочности и пластичности в ходе отдыха закаленной стали при комнатной температуре, предположительно, связано с протеканием процессов, приводящих к изменению тонкой структуры стали. Об этом свидетельствуют изменения в ходе отдыха ряда физических свойств мартенсита закаленной стали, например, при отдыхе происходит увеличение сопротивления малым пластическим деформациям, уменьшение фона внутреннего трения и рост модуля упругости. Старение и отдых сопровождаются снижением объема стали и значительным выделением тепла [70].

Исследовано влияние времени отдыха на предел прочности не распадающейся до 350 – 400 °С закаленной стали, содержащей 0,20-0,25 % С. Свежезакаленная сталь обладает пониженным пределом прочности. Эффект отдыха сводится к значительному возрастанию прочности и повышению пластичности. Кроме того, увеличение пластичности при отдыхе закаленной стали сопровождается уменьшением фона внутреннего трения. Фон внутреннего трения после закалки резко возрастает, а с течением времени понижается [70].

Низкое сопротивление малым пластическим деформациям свежезакаленного мартенсита объясняется, исходя из двух точек зрения. Согласно одной из них, микропластическая деформация при низком приложенном напряжении является следствием внутренних напряжений, возникающих в результате мартенситного превращения, и таким образом, явление отдыха является следствием релаксации этих напряжений. С другой стороны, микродеформация в мартенсите после закалки при малом напряжении объясняется движением незакрепленных дислокаций, возникающих при мартенситном превращении [36]. В данном случае явление отдыха проявляется во взаимодействии дислокаций и атомов углерода, поэтому его можно сравнить с явлением деформационного старения [70].

Из множества экспериментов, проведенных в условиях, исключающих диффузию атомов углерода в процессе закалки, следует, что низкое сопротивление свежезакаленного мартенсита малым пластическим деформациям не исчезает. С целью разграничения двух объяснений явления микропластичности закаленного мартенсита были исследованы безуглеродистая никелевая сталь (0,02 % С) с добавкой титана, в условиях, когда превращение остаточного аустенита не дает измеримого вклада в микропластическую деформацию. Результаты свидетельствуют о том, что и в этих условиях свежезакаленный мартенсит обнаруживает

низкое сопротивление микродеформации, которое увеличивается при увеличении температуры старения. Подобный эффект старения в никелевой безуглеродистой стали с добавкой титана наблюдал Флорин [70, 74-79].

Таким образом, углерод не является необходимым для процесса отрыва или старения мартенсита закаленной стали и второе объяснение неполно, уменьшение содержания углерода приводит к увеличению сопротивления замедленному разрушению стали.

Однако снижение внутренних напряжений может протекать независимо от наличия углерода, тогда как данные старения или отрыва служат теории возникновения микродеформации непосредственно после закалки, т.к. в металле присутствуют внутренние напряжения [70].

В работах Филиппова Г.А. [71, 73, 80], посвященных замедленному разрушению закаленной стали, наличие интеркристаллитного излома объясняют тем что максимум остаточных внутренних напряжений достигается на границах исходных аустенитных зерен [71, 77, 81, 82-87]. Явление замедленного хрупкого разрушения связывают одновременно со снижением прочности границ зерен как сегрегациями охрупчивающих примесей, так и остаточными внутренними микронапряжениями, образующимися при мартенситном превращении [47].

На рисунке 1.1 показаны кривые ЗХР закаленной стали 18Х2Н4ВА при разном времени отрыва.

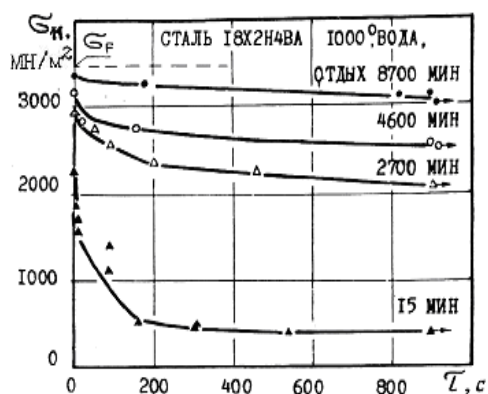


Рисунок 1.1 – Кривые замедленного хрупкого разрушения закаленной стали

У каждого значения отрыва есть соответствующее номинальное пороговое напряжение т.е. уровень номинального напряжения, ниже которого зарождение трещины не происходит. При увеличении времени отрыва также растут номинальное напряжение, соответствующее активному разрушению, и номинальное пороговое напряжение. В это же время увеличивается время до зарождения трещины $\sigma_{II\max}$ при активном нагружении и порогового времени до

зарождения трещины при ЗХР. Увеличение остаточных внутренних микронапряжений приводит к снижению порогового максимального локального растягивающего напряжения, независимого от способа нагружения и геометрических особенностей концентратора. Склонность стали к ЗХР оценивают по уровню порогового напряжения, ниже которого не происходит разрушение, а также времени до зарождения трещины при некотором фиксированном приложенном напряжении [46].

При прикладывании нагрузки в макроупругой области релаксация напряжений в металлах происходит за счет микропластической деформации в местах локальной концентрации микронапряжений. При этом в зависимости от температурно-временных условий, а также скорости нагружения релаксация микронапряжений может приводить либо к уменьшению локальных пиков напряжений, либо, напротив, к образованию дефектов типа микротрещин [71, 88]. Реализация того или иного механизма релаксации микронапряжений должна отражаться на механических и физических свойствах стали.

В зависимости от химического состава стали и температуры нагружения могут наблюдаться различные случаи изменения механических и физических свойств в результате предварительного нагружения в макроупругой области.

На рисунке 1.2 показана зависимость ширины интерференционной линии (211) и механических свойств стали 40Х2Н5СМ после закалки в воде и отпуска от внешнего напряжения при температуре 200 °С. Отпуск стали проводили при 200 °С в течение 1 часа.

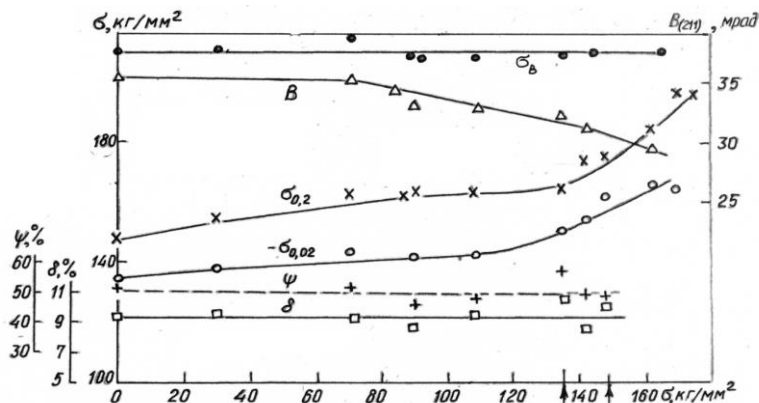


Рисунок 1.2 - Зависимость ширины интерференционной линии и механических свойств стали 40Х2Н5СМ в состоянии закалки + отпуск при 200 °С 1 ч. от величины внешнего напряжения при предварительном нагружении при 200 °С

Нагружение в макроупругой области при повышенной температуре способствует увеличению сопротивления малым пластическим деформациям $\sigma_{0,02}$ и $\sigma_{0,2}$, при этом предел прочности не изменяется. При возрастании $\sigma_{0,02}$ и $\sigma_{0,2}$ ширина рентгеновских интерференций и

фон внутреннего трения уменьшаются, при этом наблюдается эффект релаксации при завершении активного нагружения.

Полученные результаты позволяют говорить о протекании процесса релаксации микронапряжений, в ходе которого происходит уменьшение локальной концентрации микронапряжений, а также повышение однородности их распределения под нагрузкой. Последнее наблюдается при нагружении в упругой области закаленных сталей при повышенной температуре.

Аналогичный механизм релаксации микронапряжений имеет место и при нагружении при комнатной температуре в упругой области закаленных безуглеродистых сталей, легированных никелем (например, H22, X8H3). В этом случае, также наблюдается повышение сопротивления малым пластическим деформациям, уменьшение релаксационного эффекта и ширины рентгеновских интерференций в результате предварительного нагружения.

Таким образом, предварительное упругое нагружение мартенсита при повышенной температуре, а также безуглеродистого мартенсита стали при комнатной температуре способствует процессу релаксации микронапряжений, что повышает однородность дислокационной структуры [70].

На примере закаленной стали 40X2H5CM показано, что предварительное нагружение ниже предела пропорциональности до напряжения, равного $0,7\sigma_{0,2}$, при комнатной температуре влечет за собой значительное снижение пределов пропорциональности $\sigma_{0,02}$ и текучести $\sigma_{0,2}$ без изменения предела прочности в противоположность результатам нагружения безуглеродистого мартенсита. Вследствие предварительного нагружения в упругой области при комнатной температуре наблюдается уменьшение $\sigma_{0,02}$ и $\sigma_{0,2}$ и для отпущенной при 200 °С стали 40X2H5CM (рисунок 1.3).

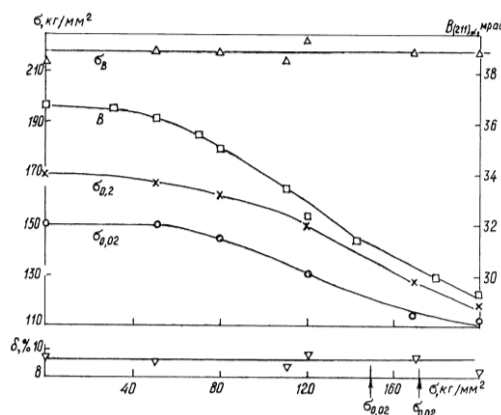


Рисунок 1.3 – Зависимость механических свойств и ширины интерференционной линии (211) стали 40X2H5CM в состоянии закалка (в воде) + отпуск при 200 °С 1 ч. от величины внешнего напряжения при предварительном нагружении при комнатной температуре

Эффект снижения $\sigma_{0,02}$ и $\sigma_{0,2}$ для стали после отпуска выражен значительно слабее, чем после закалки. С повышением температуры отпуска от 100 до 300 °С данный эффект снижается, а при 300 °С изменение $\sigma_{0,02}$ и $\sigma_{0,2}$ уже не обнаруживается.

Сталь 40X2H5CM в закаленном и отпущенном до 200 °С состояниях склонна к замедленному разрушению. При нагружении в упругой области снижение сопротивления малым пластическим деформациям связано с развитием инкубационного периода замедленного разрушения.

Предварительное нагружение мартенсита ниже макроскопического предела текучести приводит к уменьшению ширины рентгеновских интерференций (211), что можно связать с уменьшением микроискажений кристаллической решетки $\Delta a/a$. Релаксационные испытания (проведенные при напряжении, равном $0,5\sigma_{0,2}$ для соответствующего состояния стали) показали, что понижение сопротивления малым деформациям в результате предварительного нагружения сопровождается увеличением эффекта релаксации после прекращения активного нагружения. Последнее свидетельствует об увеличении локальной концентрации остаточных микронапряжений. Полученные данные позволяют считать, что нагружение сталей, склонных к замедленному разрушению, ниже макроскопического предела текучести при комнатной температуре способствует релаксации микронапряжений, предположительно, путем микросдвигов. Наличие микросдвигов снижает упругую деформацию кристаллов мартенсита, что отражается в уменьшении ширины интерференционных линий. Одновременно в пиках особо высоких остаточных микронапряжений микросдвиги способствуют появлению грубых дефектов, которые при последующем нагружении являются концентраторами напряжений и вызывают понижение сопротивления малым пластическим деформациям и увеличение эффекта релаксации [70].

При нагружении мартенсита стали ниже макроскопического предела текучести протекает релаксация микронапряжений, по-видимому, путем микропластических сдвигов. При этом в зависимости от условий, характеризующих подвижность дислокаций, обусловленной понижением содержания углерода в стали или повышением температуры нагружения, реализуется механизм релаксации, приводящий к созданию более однородного распределения остаточных микронапряжений под нагрузкой (более однородной дислокационной структуры). Таким же путем, очевидно, происходит релаксация микронапряжений при отдыхе закаленной стали, приводя к уменьшению локальных пиков напряжений, и, как следствие, склонность стали к замедленному разрушению снижается.

При ограниченной подвижности дислокаций, вызванной повышением содержания углерода в стали или понижением температуры нагружения, реализуется другой механизм релаксации напряжений, приводящий к образованию более грубого дефекта (возможно,

микротрещин), которые при последующем нагружении служат концентраторами напряжений и повышают опасность хрупкого разрушения) [70, 88].

Заключение по главе 1

По результатам анализа литературных источников можно заключить, что эксплуатационная стойкость рельсовых и колесных сталей в решающей степени определяется возникающими в них напряжениями, свойствами материала и влиянием окружающей среды. Вследствие постоянно возрастающих нагрузок в трибологической системе колесо – рельс увеличиваются действующие напряжения, что приводит к накоплению дефектов и разрушению.

Известно, что хрупкое разрушение в закаленной стали возникает под воздействием неоднородных структурных микронапряжений, неоднородности структуры и химического состава.

Механизмы замедленного хрупкого разрушения в низко- и среднеуглеродистых сталях хорошо изучены, однако, в высокоуглеродистых сталях явление замедленного хрупкого разрушения мало изучено.

Поэтому представляет интерес исследование процессов, протекающих при замедленном хрупком разрушении высокоуглеродистых сталей.

В рамках настоящей работы поставлена цель исследования, заключающаяся в выявлении закономерностей влияния структурного состояния на уровень остаточных микронапряжений и склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой колесной и рельсовой стали, а также в определении причин образования мартенситно-бейнитных неоднородностей в дифференцированно закаленных рельсах и разработке способов предотвращения их формирования в контролируемой области.

В качестве объекта исследования выбраны высокоуглеродистые рельсовые и колесные стали марок 2, Л и Т и Э76Ф. Выбранные высокоуглеродистые стали отличаются композицией химического состава, в частности содержанием углерода. Работа направлена на исследование феноменологии и механизма замедленного хрупкого разрушения в высокоуглеродистых сталях.

Глава 2. Материалы и методы исследования

2.1. Материалы исследования

В качестве материала исследования в данной работе были выбраны высокоуглеродистые стали, различающиеся по химическому составу.

Химический состав сталей приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав исследованных высокоуглеродистых сталей

Содержание элементов, вес., %											
C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Ti	Al	Nb	V
0,53	0,90	0,56	0,017	0,006	0,058	0,19	0,055	0,003	0,010	0,024	0,11
0,63	0,74	0,36	0,011	0,016	0,07	0,07	0,050	0,002	0,0024	0,0013	0,004
0,65	0,79	0,37	0,014	0,011	0,10	0,22	0,110	0,002	0,0013	0,0012	0,002
0,77	0,94	0,53	0,008	0,004	0,03	0,08	0,02	0,002	0,003	-	0,07
0,78	0,94	0,54	0,007	0,004	0,03	0,05	0,02	0,002	0,003	-	0,06
0,79	0,97	0,54	0,008	<0,002	0,06	0,05	0,14	<0,004	<0,004	-	0,06

В качестве объектов исследования были рассмотрены образцы из колесной стали марки 2, марки Л и марки Т (ГОСТ 10791), а также из рельсовой стали Э76Ф (ГОСТ Р 51685).

Марка Л предназначена для производства колес пассажирских локомотивов и пассажирских вагонов.

Колесная сталь марки 2 широко применяется: при производстве цельнокатаных железнодорожных колес вагонов локомотивной тяги, грузовых и пассажирских тележек, локомотивов (пассажирских, маневровых и грузовых), путевых машин, немоторных вагонов электро- и дизель-поездов магистральных железных дорог колеи 1520 мм.

При производстве колес грузовых вагонов применяется сталь марки Т [89].

Сталь подвергают внепечной обработке и вакуумированию.

Ободья колес упрочняют термической обработкой - прерывистой закалкой и отпуском. Температура отпуска колес при этом - не менее 450 °С [89].

Химический состав колесных сталей по ГОСТ 10791 представлен в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Химический состав сталей марки 2, марки Л и марки Т

ГОСТ 10791	C	S	P	Mn	Cr	Si	Ni	Fe	Cu	V	Mo
Марка Л	0,48-0,54	≤0,020	<0,030	0,80-1,20	<0,25	0,45-0,65	<0,25	Ост.	<0,25	0,08-0,15	≥0,08
Марка 2	0,55-0,63	≤0,03	≤0,035	0,5-0,9	≤0,3	0,22-0,45	≤0,3	Ост.	≤0,3	≤0,1	≥0,08
Марка Т	0,62-0,70	0,005-0,025	<0,030	0,50-1,00	<0,40	0,22-0,65	<0,30	Ост.	<0,30	<0,15	≥0,08

Стандартные механические свойства колесных сталей по ГОСТ 10791 представлены в таблице 2.3.

Таблица 2.3 – Механические свойства, твердость и ударная вязкость сталей марки 2, марки Л и марки Т (ГОСТ 10791)

Марка стали	σв, Н/мм	δ, %	ψ, %	НВ глубина 30 мм от ПК	KCU ^{+20°C} , Дж/см, не менее	
					обод	диск
Л	>930	12	21	280-320	30	30
2	910-1110	8	14	≥255	20	20
Марка Т	>1020	9	16	≥320	18	18

Для определения локальной концентрации остаточных микронапряжений, а также исследования склонности к ЗХР высокоуглеродистой стали вырезали образцы по сечению обода железнодорожного колеса в трех областях: до 15 мм от поверхности, далее 15-30 мм от поверхности и 30-45 мм от поверхности.

Были исследованы непрерывнолитые заготовки (НЛЗ) из стали Э76Ф и изготовленные из этих НЛЗ рельсы [90, 91].

Химический состав электропечной стали Э76Ф по ГОСТ Р 51685-2000 представлен в таблице 2.4

Таблица 2.4 – Содержание основных химических элементов в стали марки Э76Ф

ГОСТ Р 51685-2000	C	S	P	Mn	Cr	Si	Ni	Fe	Cu	V
Э76Ф	0,71-0,82	≤0,025	≤0,025	0,75-1,15	≤0,2	0,25-0,60	≤0,2	Ост.	≤0,2	0,03-0,15

Для исследования механических свойств были выбраны образцы из шейки рельса с наличием мартенситно-бейнитной неоднородности. Схема вырезки образцов для механических испытаний приведена на рисунке 2.1.

Испытания были проведены в двух состояниях: после прокатки и термической обработки в потоке стана (исходном состоянии) и после дополнительного отпуска 500°C, 1 час в условиях лаборатории, температура отпуска была выбрана как стандартная для термообработки объемно-закаленных рельсов [48].

Стандартные механические свойства стали Э76Ф приведены в таблице 2.5.

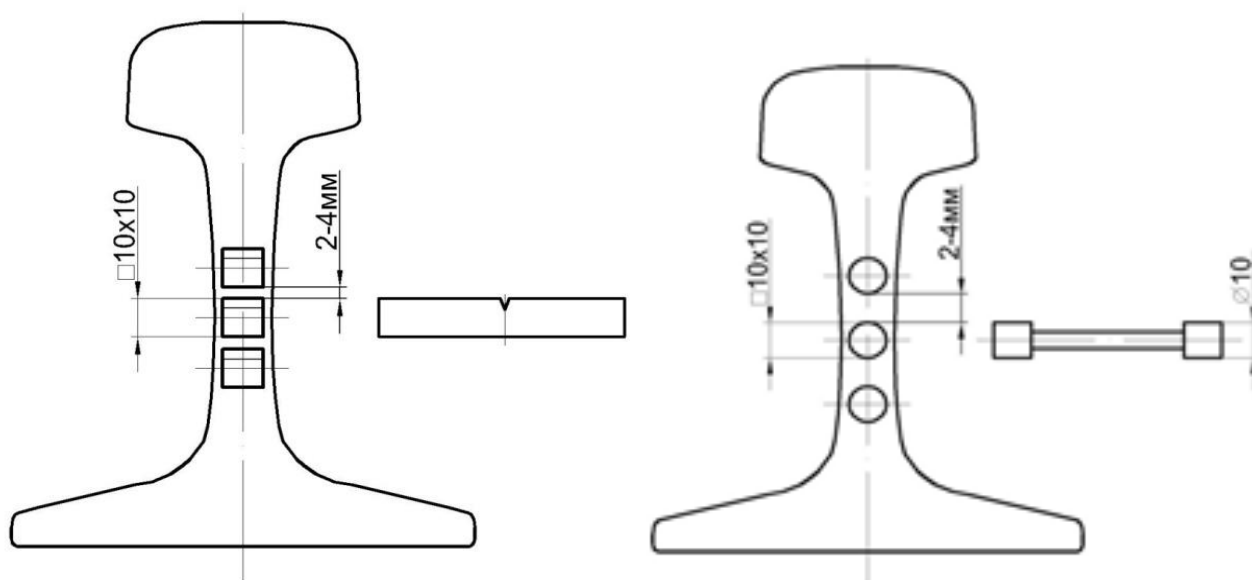


Рисунок 2.1 – Схема вырезки образцов для механических испытаний

Таблица 2.5 – Механические свойства стали Э76Ф согласно ГОСТ Р 51685-2000

Марка стали	σ_T , Н/мм	σ_B , Н/мм	δ , %	ψ , %	$KCU^{+20^\circ C}$, Дж/см,	Твердость, НВ				
						ПКГ	10 мм от ПКГ	22 мм от ПКГ	Шейка	Подошва
Э76Ф Рельс категории Т1	≥ 800	1180	≥ 8	≥ 25	≥ 25	341- 401	≥ 341	≥ 321	$388 \leq$	

Для проведения исследований по определению причин образования мартенситно-бейнитной структур в контролируемой зоне рельсов и изучению процесса трансформации дефектов непрерывнолитого металла в рельсы в соответствии с разметкой из 16-и темплетов

вырезали по три полосы шириной 25 мм (рисунок 2.2). Из каждой из 48 полос были изготовлены шлифы для оценки загрязненности неметаллическими включениями и исследования ликвации элементов по толщине слитка (300 мм), а также изучения микроструктуры.

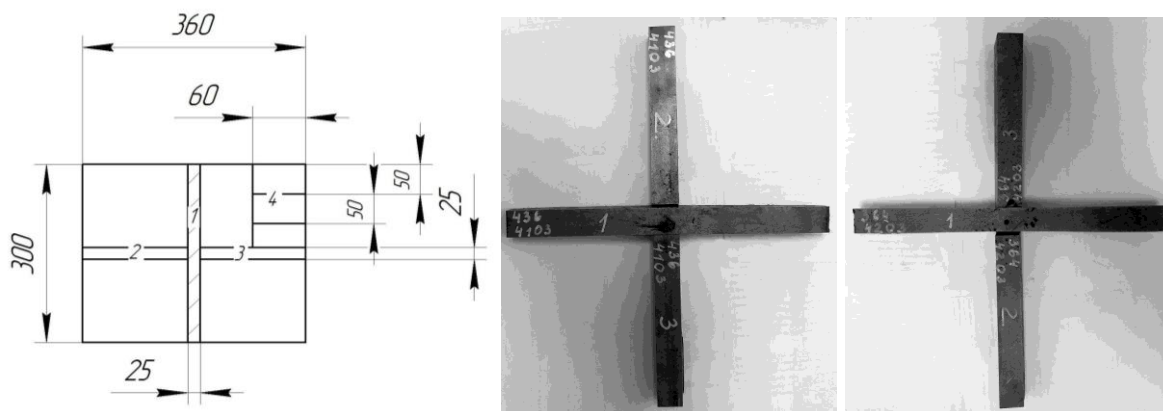


Рисунок 2.2 – Схема вырезки образцов для исследований из темплетов НЛЗ

При металлографических исследованиях дефектов НЛЗ были использованы образцы, вырезанные в направлении длинной оси по сечению сляба из трех зон. Исследовали область корочки, зону перехода от столбчатых кристаллов к равноосным на расстоянии 70-75 мм от поверхности НЛЗ, а также осевую зону.

Для исследований были отобраны НЛЗ двух серий опытно-промышленных плавов. В первой серии плавов варьировали основные легирующие элементы (С, Мп, Si), а во второй - изменяли скорость вытягивания заготовки и температуры стали в промежуточном ковше [91].

Микроструктура термоупрочненных рельсов в зоне головки должна представлять собой мелкодисперсный пластинчатый перлит (сорбит или троостит закалки) с небольшими разрозненными участками феррита. Наличие бейнита допустимо на глубине не более 2 мм от поверхности катания головки. Рельсовая сталь Э76Ф относится к высокоуглеродистым маркам, температура нагрева которых под прокатку обычно ниже 1200°C [92].

С целью выявления участков со структурной мартенситно-бейнитной неоднородностью были вырезаны образцы из поперечного темплета готового рельса типа Р65.

Разметка для вырезки образцов приведена на рисунке 2.3.

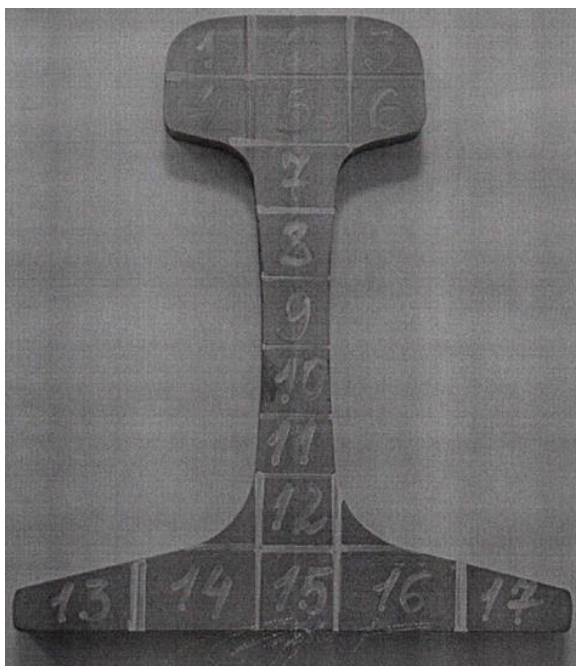


Рисунок 2.3 – Схема вырезки образцов для исследования микроструктуры готового рельса

2.2. Методы исследования

2.2.1. Исследование комплекса стандартных и специальных свойств сталей

Комплекс стандартных испытаний на механические свойства проводили согласно требованиям ГОСТ 1497–84. Испытания на растяжение цилиндрических образцов пятикратной длины проводили при комнатной температуре на универсальной разрывной машине «Instron».

Статический изгиб.

Результаты испытаний на статический изгиб были получены на универсальной разрывной машине «Instron». Исследовали параметры трещиностойкости, сопротивления зарождению и распространению трещины в высокоуглеродистых сталях. Использовали образцы размером 10x10x55 мм с острым V-образным надрезом. Нагружение проводили при трех скоростях: 0,005, 0,05 и 0,2 см/мин [93]. При испытаниях происходила графическая фиксация диаграммы в координатах «нагрузка – стрела пластического прогиба». По данной диаграмме рассчитывали предел общей текучести $\sigma_{от}$, разрушающее напряжение σ_p , стрелу пластического прогиба $f_{пл}$, работу зарождения и распространения трещины (A_z и A_p соответственно), а также суммарную работу разрушения A_{Σ} .

При испытании на изгиб разрушающее напряжение и предел общей текучести рассчитывали по следующим формулам:

$$\sigma_{изг} = M_{изг} / W, \quad (2.1)$$

где $M_{изг}$ – наибольший изгибающий момент; W – момент сопротивления.

$$\sigma_{изг} = \frac{3Pl}{2h^2b}, \quad (2.2)$$

где P – нагрузка; l – расстояние между опорами; h – высота рабочего сечения образца; b – ширина рабочего сечения образца.

Для определения предела общей текучести P соответствует точке отклонения диаграммы от прямолинейного закона, а для разрушающего напряжения P соответствует максимуму диаграммы.

$$A_3 = \frac{P_p \cdot S_3}{y \cdot M \cdot b \cdot h}, \quad (2.3)$$

где P_p – нагрузка, соответствующая разрушающему напряжению (предельная нагрузка); S_3 – площадь под диаграммой разрушения, соответствующая области зарождения трещины; y – величина, соответствующая разрушающему напряжению в миллиметрах на диаграмме «нагрузка-деформация»; M – масштаб; b – ширина образца; h – высота образца.

Работу зарождения трещины определяли по формуле:

$$A_p = \frac{P_p \cdot S_p}{y \cdot M \cdot b \cdot h}, \quad (2.4)$$

где P_p – нагрузка, соответствующая разрушающему напряжению (предельная нагрузка), S_p – площадь под диаграммой разрушения, соответствующая области распространения трещины.

Суммарную работу разрушения определяли по формуле:

$$A_{\Sigma} = A_3 + A_p \quad (2.5)$$

где A_3 – работа зарождения трещины; A_p – работа распространения трещины.

Определение параметров ударной вязкости.

Расчет ударной вязкости и анализ общей энергоемкости проводили по результатам испытаний ударных образцов с острым надрезом (KCV), тип 11 по ГОСТ 9454. Использовали маятниковый копер ПСВ-30 при температурах 20 °С и -20 °С [94, 95].

Определение параметров трещиностойкости.

По результатам испытаний с записью диаграмм «нагрузка-прогиб» («Р-f») определяли основную характеристику трещиностойкости, силовую – критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} .

Для определения характеристик трещиностойкости изготавливали образцы - тип 15 (по ГОСТ 9454) – образец с концентратором вида Т.

Вязкость разрушения K_{Ic} определяли по формуле:

$$K_{Ic} = \frac{P_c \cdot l^{\frac{1}{2}}}{t \cdot b} Y^5, [МПа \cdot \sqrt{м}] \quad (2.6)$$

$$Y^5 = 1,99 - 0,41\left(\frac{l}{b}\right) + 18,70\left(\frac{l}{b}\right)^2 - 38,48\left(\frac{l}{b}\right)^3 + 53,85\left(\frac{l}{b}\right)^4, \quad (2.7)$$

где P_c - предельная нагрузка; l – суммарная длина трещины и надреза; b – толщина образца; t – ширина образца.

Количественный эмиссионный спектральный анализ.

Химический состав металла проб непрерывнолитой заготовки определяли методом количественного эмиссионного спектрального анализа вдоль малой (300 мм) оси сляба, непосредственно в центре заготовки, на расстоянии от центра сляба 10, 20, 50 и 90 мм. Исследования проводили в соответствии с ГОСТ 18895 «Сталь. Метод фотоэлектрического спектрального анализа» на эмиссионном спектрографе модели QSN750, анализатор автоматический OBLF [96].

В металле разрушенного рельса проводили контроль содержания водорода. Для контроля содержания водорода использовали прибор ELTRA ONH 2000 [96].

Определение твердости по Роквеллу.

Твердость HRC определяли по ГОСТ 9013-59 на приборе для определения твердости металлов ТК-2М.

Данная методика базируется на фиксации прямого измерения глубины проникновения твердого индентора в материал образца. Глубина отпечатка индентора характеризует

сопротивление материала внешнему воздействию без образования валика из вытесненного металла вокруг измерительной головки.

На рисунке 2.4 представлена схема проведения измерения твердости при использовании алмазного наконечника, где:

$R_{пр}$ – предварительная нагрузка;

$R_{осн}$ – основная нагрузка;

h_0 – глубина вдавливания индентора при предварительной нагрузке $R_{пр}$;

h – глубина вдавливания индентора при основной нагрузке $R_{осн}$.

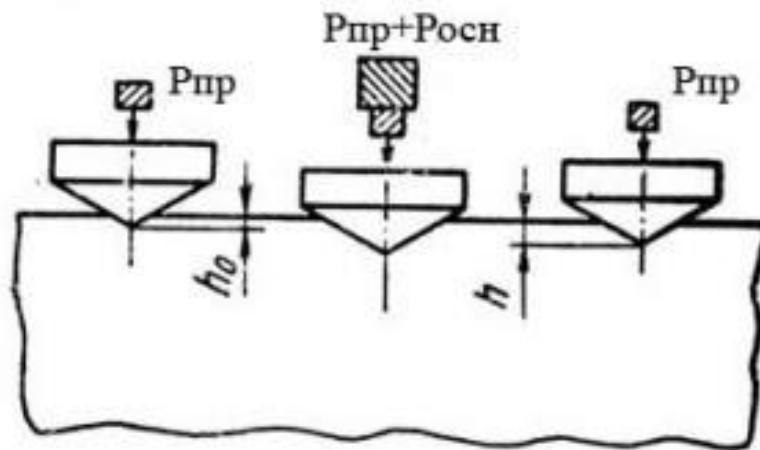


Рисунок 2.4 – Схема измерения твердости при использовании алмазного наконечника

Твердость по Роквеллу (HR) вычисляли как разность между глубиной отпечатка при максимальных нагрузках и глубиной отпечатка при предварительной нагрузке.

Для определения твердости использовали алмазный конус с углом при вершине 120° и нагрузку 150 кгс [97].

Измерение микротвердости.

С целью подтверждения структурной неоднородности в металле исследуемых сталей проводили измерение микротвердости на твердомере Matsuzawa ММТ-Х7А». Микротвердость измеряли в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников» при нагрузке 0,981 Н (100 гс) на травленых шлифах по методу восстановленного отпечатка [48, 91].

Были проведены исследования твердости поверхности рельса:

- по ГОСТ Р 51685-2000 и ТУ 0921-118-01124328-2003 (Изменение №1);
- по глубине головки рельса от выкружки в направлении к вертикальной оси рельса и по сечению шейки в разных зонах от поверхности катания для выяснения однородности структурного состояния головки рельса;

- по сечению пера подошвы рельса, для определения равномерности распределения твердости [96].

2.2.2. Исследование структурного состояния сталей микроскопическими и физическими методами

Оценка макроструктуры.

По существующей технологии от каждой первой и последней (4-ой) плавки в серии с каждого ручья МНЛЗ от «головы» 3-х заготовок на газорезке МНЛЗ вырезали темплеты. Поверхность темплетов с одной стороны фрезеровали для удаления слоя металла толщиной 15 мм. Для выявления макроструктуры заготовок темплеты травили в нагретом до 60 °С 50 % -ном водном растворе соляной кислоты (HCl) [96, 98].

Далее анализировали состояние осевой зоны.

Оптическая микроскопия.

Исследования микроструктуры металла проводились при увеличениях 50-1000 крат на оптическом микроскопе Nikon Eclipse MA200.

Полированную поверхность образцов металла протравливали в 4% спиртовом растворе азотной кислоты при комнатной температуре [90, 99].

Сканирующая электронная микроскопия.

Фрактографические исследования проводили при увеличениях до 2000 крат на электронном сканирующем микроскопе JEOL JSM-6610 LV при ускоряющем напряжении 20 кВ [57, 94 100, 101].

Испытания на склонность к ЗХР.

Испытания на склонность высокоуглеродистой стали к замедленному хрупкому разрушению проводили на образцах, размером 10×10×55 мм, тип 11 по ГОСТ 9454 при трехточечном изгибе с записью графической диаграммы «нагрузка-деформация». Нагрузку прикладывали со стороны, противоположенной резу. Скорость испытания изменяли в диапазоне 0,2-0,005 см/мин. [48].

По итогам испытаний из диаграммы «нагрузка-деформация» определяли следующие параметры: P_c – разрушающая нагрузка кг; $P_{от}$ – нагрузка общей текучести, кг; f – пластичность, мм; S_Σ , S_z , S_p – площади под кривой нагрузка-прогиб, соответствующие стадиям разрушения, из которых рассчитываются параметры сопротивления деформации и разрушения [70, 90, 91, 102-104].

По данной методике критерием склонности стали к ЗХР считают относительное снижение параметров сопротивления деформации и разрушения (напряжения общей текучести, разрушающего напряжения, стрелы пластического прогиба, работы зарождения и распространения трещины, а также суммарной работы разрушения) при изменении скорости деформации, в данном случае в 40 раз [58].

Так же была проведена оценка склонности высокоуглеродистой стали к ЗХР по результатам статических испытаний [70].

Рентгеноструктурный анализ.

Поверхность образца исследовали на установке-дифрактометре ДРОН-3 в Fe-излучении. Для исследования были изготовлены цилиндрические образцы диаметром 6 мм и высотой 10 мм. Дифракционные линии {110} и {211} мартенсита и {111}, {200} аустенита регистрировали на компьютере и получали графическое изображение.

Дифракционные линии представлены дифракционными дублетами {110-011} и {211-112}. На дифракционные линии {110-011} накладывается дифракционная линия аустенита (111) с помощью графического преобразования из составляющих группы дифракционных линий с последующим определением их положения и ширины на половине высоты дифракционного максимума.

В качестве эталона использовалось отоженное железо [90].

Для дифракционной линии {211} величина максимальной усреднённой однородной деформации микрообъёмов (микронапряжения) рассчитывается следующим образом:

$$\Delta d/d = \beta/4 \cdot (\operatorname{tg} \Theta), \quad (2.8)$$

где β —физическое уширение, выраженное в радианах; Θ —дифракционный угол.

Для оценки среднего уровня микронапряжений σ_{Φ} (искажений кристаллической решетки $\Delta a/a$) использовали соотношение:

$$\sigma_{\Pi} = (\Delta a/a) \times E, \quad (2.9)$$

где a – период кристаллической решетки, E - модуль Юнга.

Значения главных макронапряжений определяются по формуле:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -E/\mu((d_{\perp} - d_0)/d_0), \quad (2.10)$$

где μ – коэффициент Пуассона $\mu \leq 0,3$; $d_{\perp}$ – межплоскостное расстояние для рентгено съемки исследуемого образца – линии $(211)_{\alpha}$ [105, 106].

Определение локальной концентрации остаточных микронапряжений.

Локальную концентрацию микронапряжений (уравновешенных в объемах, на несколько порядков меньше размера зерна) в микрообластях порядка 1 микрона, превышающих средний уровень, оценивали по периферическим участкам дифракционной линии $(211)_{\alpha}$ [107].

На рентгеновском дифрактометре получали кривую распределения интенсивности интерференционной линии индексов дальних порядков - высоких углов Вульфа-Брегга.

Величину локальной концентрации остаточных микронапряжений ($\delta\%$) можно представить соотношением:

$$\delta = (S_1 + S_2) / S_{\text{общ}} \times 100\%, \quad (2.11)$$

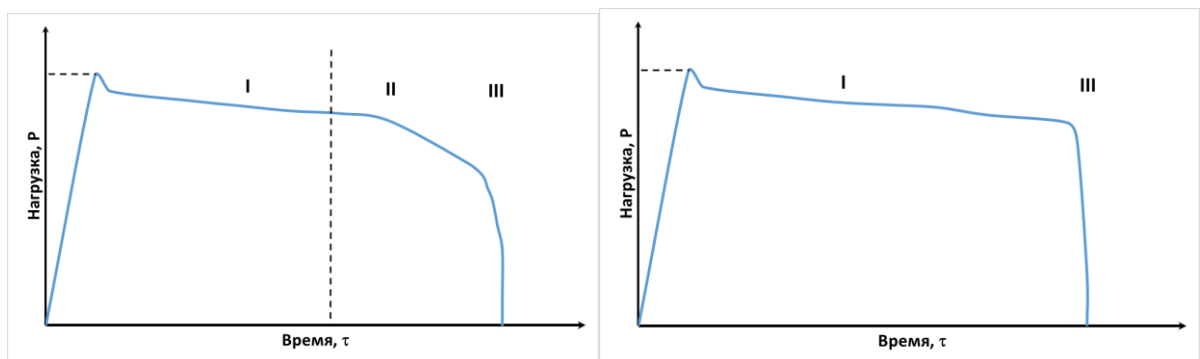
где S_1 и S_2 - площади отсеченных периферических участков, $S_{\text{общ}}$ - общая площадь дифрактограммы.

Глава 3. Особенности феноменологии и механизма замедленного хрупкого разрушения высокоуглеродистого закаленного мартенсита

Известно, что структурное состояние определяет сопротивление стали разрушению. Структурное состояние стали зависит от фазовых превращений, размера структурных и фазовых составляющих, наличия и плотности дефектов, а также величиной и распределением остаточных напряжений. Рост уровня остаточных напряжений в закаленной стали может быть вызван повышением содержания углерода и легирующих элементов, особенно в случае образования сдвиговых структур. Наибольшим сопротивлением разрушению обладает дисперсная однородная структура. При неоднородной структуре может возникать опасность преждевременного разрушения. [70, 93].

В отличие от низко и среднеуглеродистых сталей, механизмы замедленного разрушения для высокоуглеродистых сталей практически не исследованы [104]. Хрупкое разрушение закаленного углеродистого мартенсита может происходить под воздействием упругих напряжений ниже предела текучести стали, т.е оно имеет связь с явлением замедленного разрушения [70].

Испытания на замедленное разрушение позволяют судить о роли остаточных внутренних микронапряжений в охрупчивании конструкционных сталей. При испытании конструкционных сталей на замедленное разрушение при постоянной нагрузке или деформации кривые нагружения имеют вид, схематически представленный на рисунке 3.1, где I - инкубационный период; II - стадия стабильного роста трещины замедленного разрушения; III - стадия быстрого распространения хрупкой трещины. Здесь по вертикальной оси отложена нагрузка или деформация, а по горизонтальной - время действия нагрузки или деформации [70].



а) б)

Рисунок 3.1 – Схема, иллюстрирующая стадии ЗХР среднеуглеродистой (а) и высокоуглеродистой (б) стали («вырождение» стадии стабильного роста трещины)

Различие в характере разрушения на второй и третьей стадиях замедленного разрушения становится причиной того, что в изломе присутствует зона интеркристаллитного разрушения, визуально отличающаяся от зоны «долома» (рисунок 3.2). Данная зона соотносится с зоной стабильной трещины замедленного разрушения.

Различие в характере разрушения при распространении стабильной трещины замедленного разрушения и нестабильной хрупкой трещины позволяет измерить длину стабильной трещины замедленного разрушения.

Длина стабильной трещины равна критической длине трещины, при котором наступает неконтролируемое разрушение.

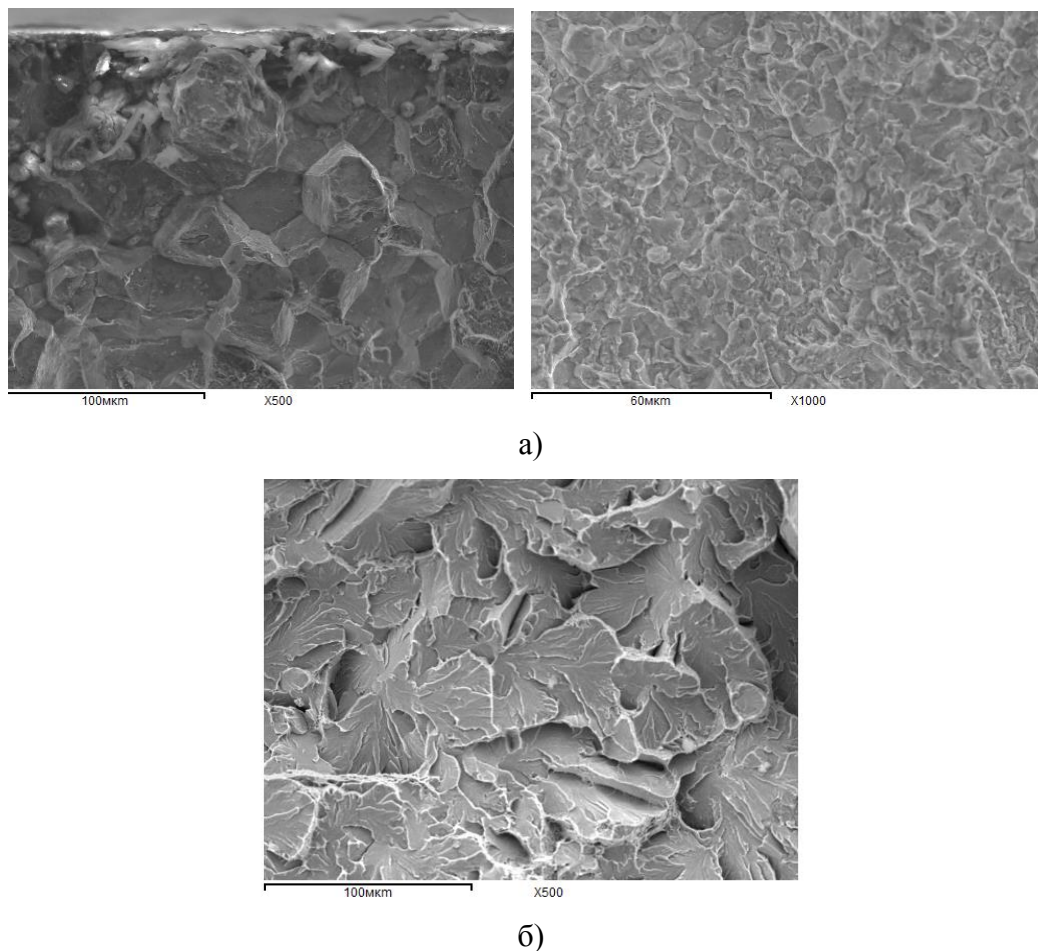


Рисунок 3.2 – Зона стабильного роста трещины замедленного разрушения, фрагмент межзеренного разрушения (а), фрагмент хрупкого транскристаллического разрушения, зона «долома» (б)

В высокоуглеродистых закаленных сталях происходит «вырождение» стадии стабильного роста трещины из-за малой ее критической длины, вызывающей хрупкий долом т.е. установлено практически полное отсутствие II стадии замедленного разрушения [70].

Измерение длины стабильной трещины замедленного разрушения и длительности стадии распространения стабильной трещины - позволяет определить среднюю скорость стабильного роста трещины замедленного разрушения v_p с помощью соотношения:

$$v_p = l_k / \Delta t_p, \quad (3.1)$$

где l_k - длина стабильной трещины,

Δt_p - длительность распространения стабильной трещины.

Подобный расчет практически не представляется возможным для закаленной высокоуглеродистой стали.

3.1. Влияние структурного состояния на склонность к замедленному хрупкому разрушению и уровень остаточных напряжений высокоуглеродистой стали

Колесная сталь.

Проведенный в условиях лаборатории эксперимент показал, что ширина рентгеновской интерференционной линии практически не зависит от содержания углерода в стали на расстоянии до 50 мм от поверхности катания и остается без значительных изменений по глубине обода колес исследованных марок (рисунок 3.3, а). Можно отметить, что для стали с содержанием углерода 0,53% линия даже несколько шире, чем для сталей с более высоким содержанием углерода 0,63% и 0,65%. Это может быть связано со структурными особенностями стали с содержанием углерода 0,53%, а именно, с наличием продуктов промежуточного превращения вследствие повышенного содержания марганца, ниобия и ванадия.

Локальные остаточные микронапряжения в стали, определяемые по доле рассеяния рентгеновских лучей в периферийных участках линии, для стали с 0,65% углерода минимальны у поверхности, на глубине 30 мм они практически не отличаются для всех сталей, а на глубине 50 мм с повышением содержания углерода возрастают (рисунок 3.3, б). Это может быть связано с различным структурным состоянием сталей у поверхности, где в результате закалки присутствуют продукты сдвиговых превращений. В перлитной структуре, в центре, локальные напряжения ниже и возрастают с увеличением содержания углерода в стали. Показано, что изменения локальных остаточных микронапряжений не выходят за пределы 15-20% по толщине обода всех исследованных колес, что является допустимой погрешностью измерений.

Вблизи поверхности сумма главных остаточных напряжений больше в стали с содержанием углерода 0,53%, чем в стали с содержанием углерода 0,65%. Однако на глубине

50 мм это различие исчезает. Это может быть связано с тем, что структура сталей становится одинаковой (рисунок 3.3, в).

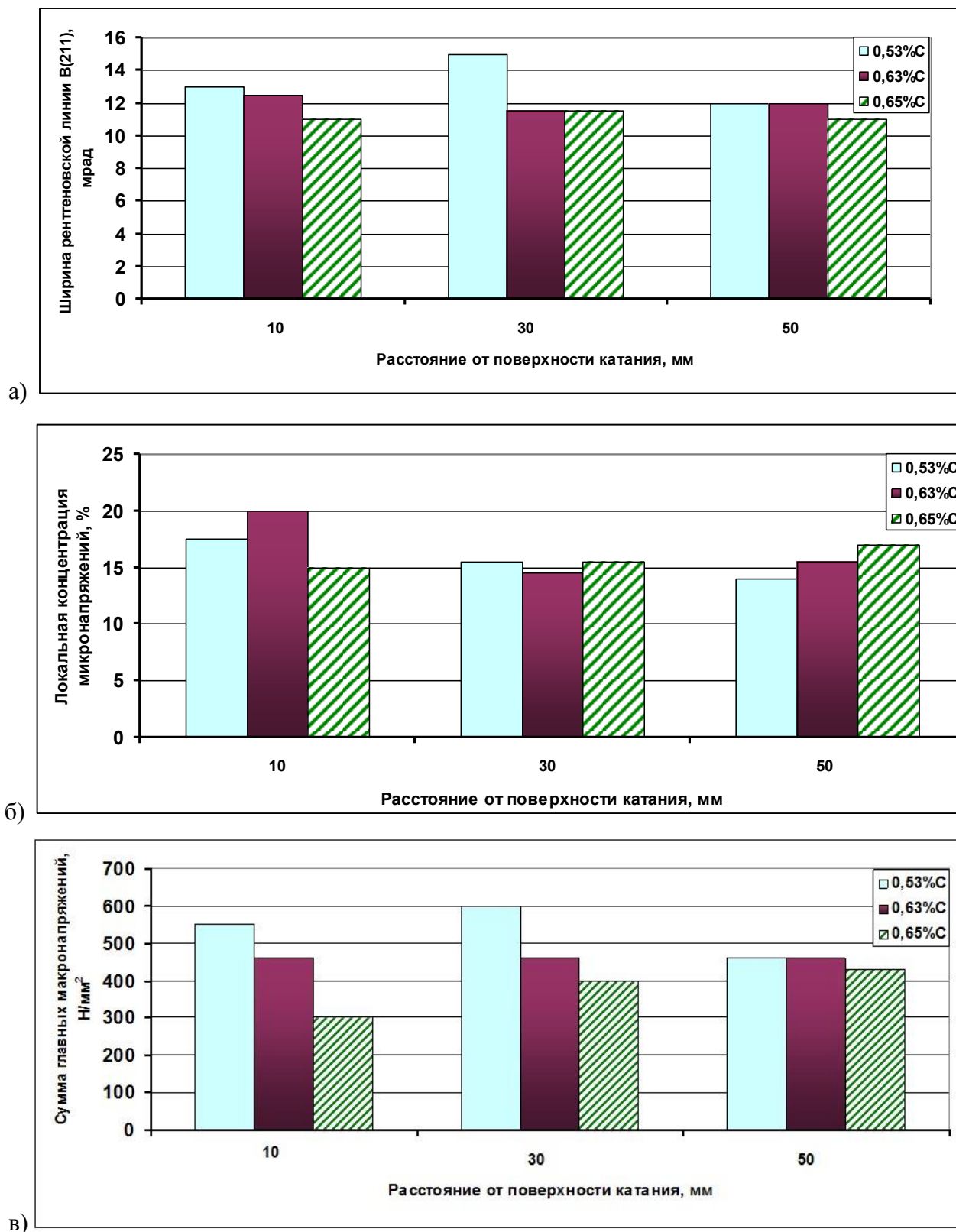


Рисунок 3.3 – Влияние содержания углерода на ширину рентгеновской линии В(211) (а), локальную концентрацию микронапряжений δ (б) и сумму главных макронапряжений (в) по глубине обода колеса

Из полученных экспериментальных данных следует, что сумма главных остаточных напряжений зависит в большей степени от структурного состояния, а не от содержания углерода [93].

Величина искажений кристаллической решетки по глубине обода колес остается практически одинаковой.

При анализе периода решетки эта тенденция сохраняется (рисунок 3.4). Для колесной стали с 0,53% углерода период решетки на глубине до 10 мм выше, чем на глубине 50 мм и чем в стали с 0,65% углерода, что может быть результатом различий структур, полученных в результате закалки.

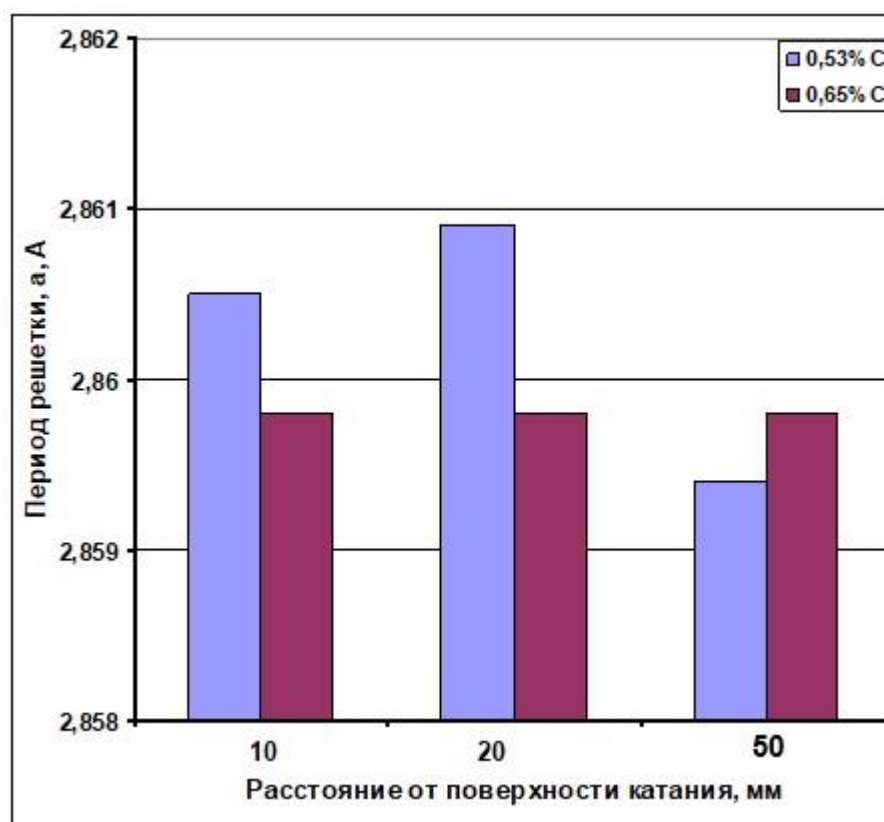


Рисунок 3.4 – Влияние содержания углерода на параметр решетки в колесной стали с 0,53% С и с 0,65% С по сечению обода колеса

На глубине 50 мм структура всех исследованных колес представляет собой грубый перлит, и более низкое значение периода решетки является следствием меньшего содержания углерода – 0,53% по сравнению с 0,63%.

Можно сделать вывод, что уровень остаточных микронапряжений в колесах с повышенной твердостью обода из стали, с более высоким содержанием углерода и закаленной на грубый перлит, в большей степени зависит от типа структуры нежели от содержания углерода [93]. Причем уровень этих напряжений для стали 0,65% С со структурой перлита

ниже, чем для стали с более низким содержанием углерода, но отличающейся по структурному состоянию.

Для проверки верности этого предположения был проведен лабораторный эксперимент, в котором сравнивали уровень остаточных микронапряжений в ободьях реальных колес и в той же стали, закаленной на мартенсит. Данные микронапряжения могут вызывать замедленное разрушение.

Рассматривали минимум, максимум и средние значения локальных микронапряжений, после закалки и низкого отпуска при 100 °С, а также в реальных колесах 0,63% С. На рисунке 3.5 показано, что уровень локальных микронапряжений в реальных колесах 0,63% С по среднему значению в 3,5 ниже, чем в закаленной стали, склонной к замедленному разрушению.

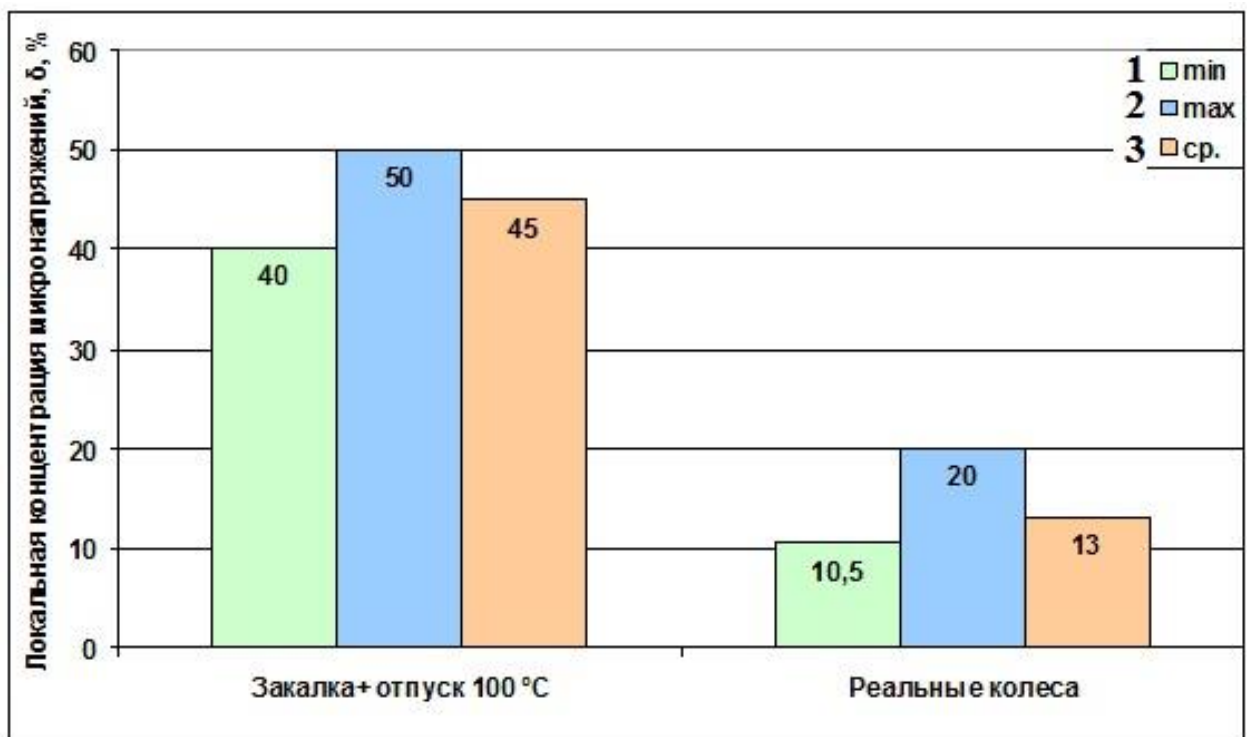


Рисунок 3.5 – Сопоставление локальных концентраций микронапряжений в закаленной и низкоотпущенной стали, вызывающих замедленное разрушение, и их уровень в колесах с повышенной твердостью обода: 1 – минимальная; 2 – максимальная; 3 – средняя

На рисунке 3.6 показаны зависимости от температуры отпуска трех величин: остаточных микронапряжений 2-ого рода ($\sigma_{ост}$), искажений кристаллической решетки ($\Delta a/a$) и ширины рентгеновской линии. Установлено, что уровень остаточных микронапряжений в реальных колесах повышенной -твердости после отпуска при 500 °С значительно ниже (70-130 Н/мм²), чем после закалки и отпуска при этой температуре (420 Н/мм²). Величина уровня остаточных микронапряжений 2-ого рода пропорциональна ширине рентгеновской

интерференционной линии. В реальной колесной стали, подвергнутой отпуску 500 °, ширина рентгеновской интерференционной линии практически такая же как в колесной стали после закалки и отпуска при той же температуре: 11,0-11,5 и 11,0-12,0 мрад., соответственно.

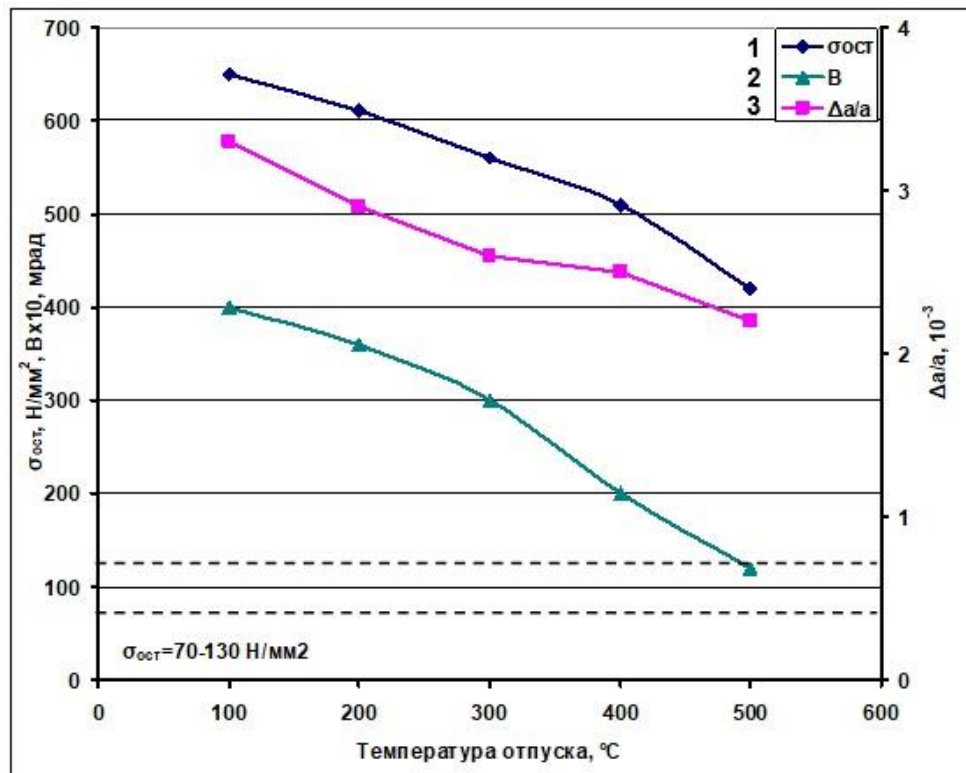


Рисунок 3.6 – Влияние температуры отпуска на: 1 - остаточные микронапряжения $\sigma_{ост}$; 2 - ширину рентгеновской линии $B(211)$, 3 - микроискажения кристаллической решетки $\Delta a/a$ для стали с 0,65% C

Для оценки склонности к ЗХР при испытаниях с заданными скоростями нагружения в качестве критерия было выбрано изменение суммарной работы разрушения $\Delta A_{\Sigma}/A_{\Sigma}$, где $\Delta A = A_{\Sigma}^1 - A_{\Sigma}^2$ – разница работ разрушения при скорости нагружения 0,2 см/мин (A_{Σ}^1) и 0,005 см/мин (A_{Σ}^2). Проведенные испытания показали, что уменьшение скорости нагружения в 40 раз в высокоуглеродистой колесной стали со структурой дисперсного перлита практически не влияет на величину суммарной работы разрушения (рисунок 3.7) [70, 93, 107].

Для стали со структурой свежезакаленного мартенсита уменьшение скорости нагружения снижает суммарную работу разрушения на 48%, а для низкоотпущенного мартенсита на 33% [58].

Из обобщения полученных данных можно заключить, что высокоуглеродистая сталь со структурой дисперсного перлита вследствие низкого уровня остаточных микронапряжений не склонна к ЗХР. Тогда как высокоуглеродистая сталь со структурой закаленного и низкоотпущенного мартенсита склонна к ЗХР, что является следствием высокого уровня

остаточных микронапряжений, возникающих в результате сдвигового характера мартенситного превращения. Именно этот род напряжений играет ведущую роль в развитии ЗХР [58, 93].

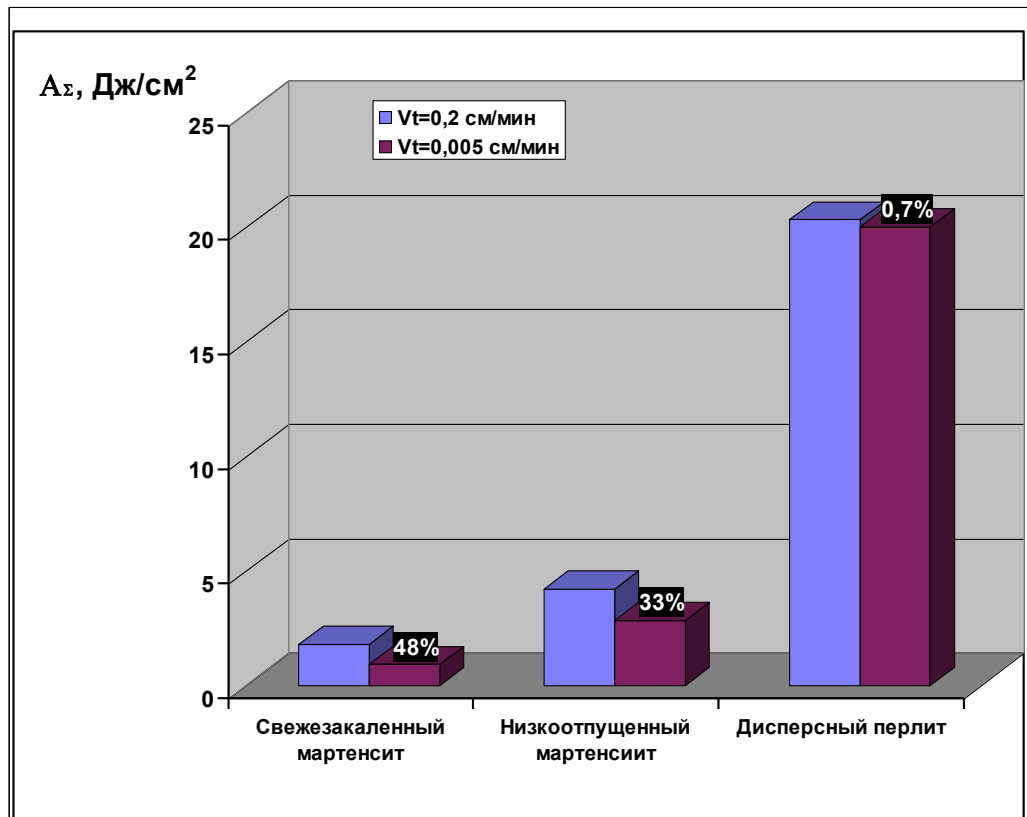


Рисунок 3.7 – Изменение суммарной работы разрушения при уменьшении скорости нагружения колесной стали с 0,65% углерода в 40 раз в зависимости от структурного состояния

Рельсовая сталь.

Высокая склонность высокоуглеродистой колесной стали в закаленном состоянии к замедленному хрупкому разрушению позволяет сделать предположение, что подобный род разрушения характерен и для высокоуглеродистой рельсовой стали.

В железнодорожных рельсах структурная неоднородность преимущественно сосредоточена в области шейки, поэтому было сделано предположение о неблагоприятном воздействии закалочных структур (мартенсита и бейнита) в этой области рельса на эксплуатационные свойства вследствие повышения уровня остаточных микронапряжений и развития ЗХР. Известны случаи преждевременного хрупкого разрушения железнодорожных рельсов после контактной сварки рельсов в длинномерные плети т.к. при этом в зоне ликвационной неоднородности может происходить образование закаленного мартенсита [104].

Испытания образцов проводили после прокатки и термической обработки в потоке стана (исходном состоянии), и после закалки и дополнительного отпуска 500°C, 1 час в условиях лаборатории [48].

Результаты механических испытаний на растяжение для рельсовой стали в исходном состоянии (после прокатки и термообработки в потоке стана) как для шейки рельса, так и для головки рельса представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Результаты механических испытаний на растяжение

Место отбора проб	σ_B ,	$\sigma_{0,2}$,	δ	ψ
	Н/мм ²		%	
Головка рельса	<u>1166-1202</u>	<u>794-817</u>	<u>9,4-10,2</u>	<u>32-38</u>
	1184	805,5	9,8	35
Шейка рельса	1143	739	10,0	28
Требования ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350, не менее				
Головка рельса	1180	800	9	25

Временное сопротивление и относительное удлинение металла головки рельса соответствуют нормам ГОСТ Р 51685. Прочностные характеристики и пластичность металла шейки рельса отличается от механических свойств металла головки. В частности, временное сопротивление в головке рельса составило 1184 Н/мм², тогда как в шейке рельса - 1143 Н/мм², также условный предел текучести в головке рельса на 8% превышает значение, полученное для шейки рельса. Относительное удлинение для обоих случаев различается незначительно. Значение относительного поперечного сужения металла головки рельса превышает на ~ 20% значения для шейки (35% и 28% соответственно) [90].

Для всех исследуемых режимов термообработки были проведены испытания на ударный изгиб образцов типа 11 по ГОСТ 9454 [90]. Результаты испытаний приведены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Результаты испытаний на ударный изгиб

Термическая обработка	Ударная вязкость, Дж/см ²
Исходное состояние (головка)	<u>28-25</u>
	26,5
Исходное состояние (шейка)	<u>18,4-18,4</u>
	18,4
850°С → закалка (шейка)	<u>3,7-3,7</u>
	3,7
850°С → закалка + отпуск 500°С, 1ч (шейка)	<u>34-36</u>
	35

Ударная вязкость металла головки рельса на 30% выше полученного значения для шейки. После закалки происходит резкое падение значений ударной вязкости с 18,4 до 3,7 Дж/см², тогда как высокий отпуск после закалки обеспечивает рост ударной вязкости в шейке рельса до 35 Дж/см² [90].

Как следует из полученных результатов, прочностные характеристики (временное сопротивление и предел текучести) и пластичность (поперечное сужение), а также ударная вязкость металла головки рельса выше, чем в металле шейки.

Известно, что шейка рельса наследует химическую и структурную неоднородность центральной области НЛЗ, поэтому было выдвинуто предположение о влиянии грубой неоднородной структуры металла шейки на механические свойства. Для подтверждения этого предположения исследовали микроструктуру металла головки и шейки рельса (рисунок 3.8).

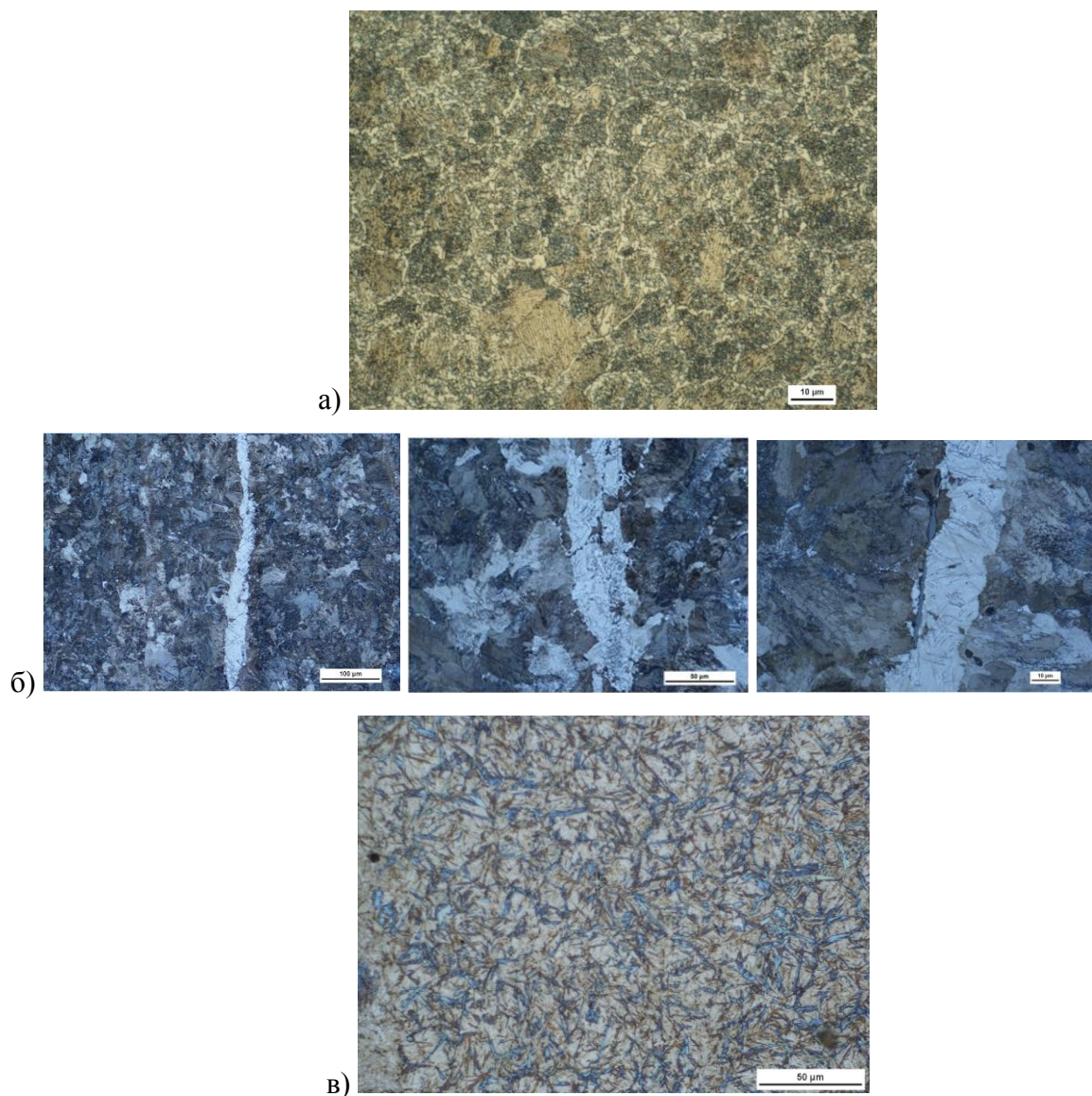


Рисунок 3.8 – Микроструктура в исходном состоянии головки рельса (а), шейки рельса (б) и шейки после закалки (в)

Микроструктура металла головки представляет тонкопластинчатый перлит с участками свободного феррита и ферритной сеткой по границам перлитных колоний (рисунок 3.8, а).

В металле шейки обнаружены участки мартенситно-бейнитной неоднородности в более грубой перлитной структуре (рисунок 3.8, б).

Закалка приводит к образованию однородной структуры мартенсита (рисунок 3.8, в) [90].

Так же на снижение уровня механических свойств в металле шейки рельса может быть связано с явлением замедленного хрупкого разрушения.

В результате формирования закалочных структур в области ликвационной неоднородности металл шейки рельса может иметь повышенную склонность к ЗХР.

Для выявления склонности к этому виду разрушения проводили испытания при низкой скорости нагружения [90, 91].

Результаты испытаний представлены на рисунке 3.9 и в таблице 3.3.

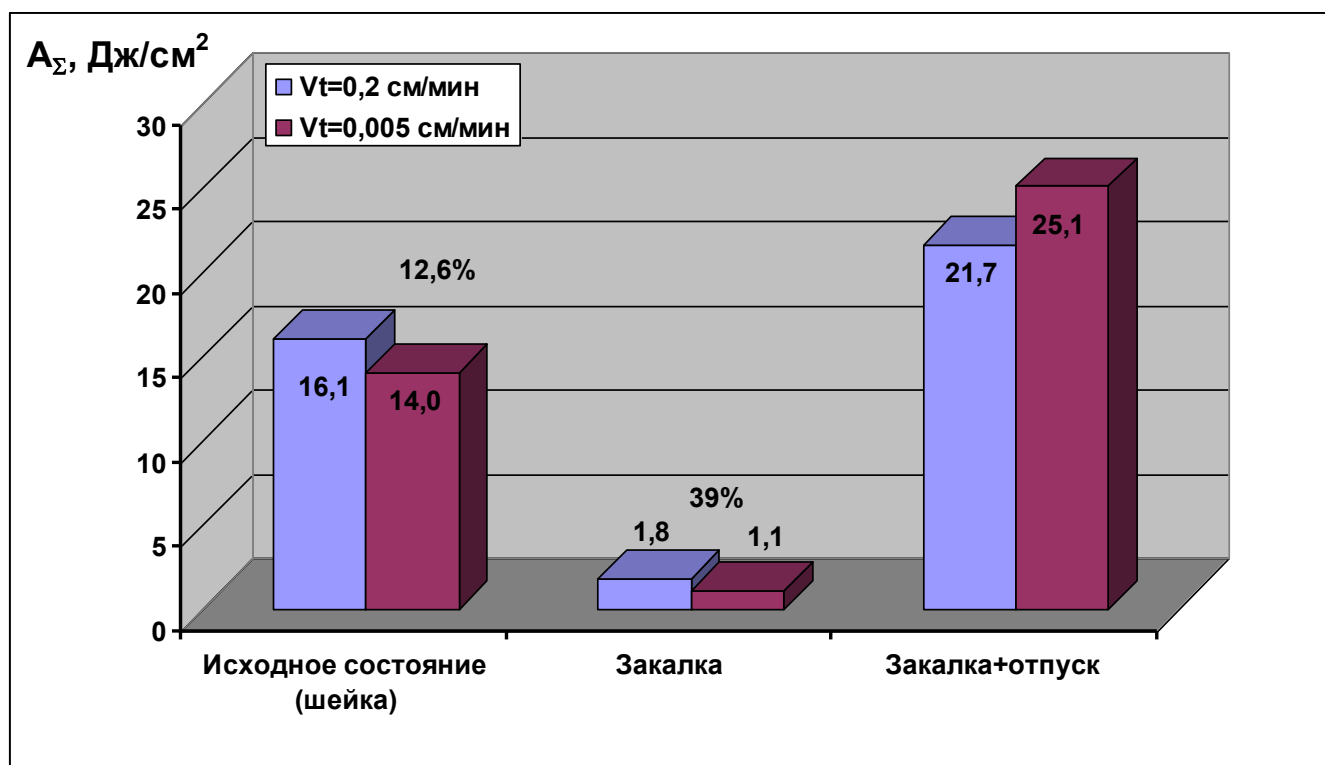


Рисунок 3.9 – Влияние структурного состояния в шейке рельса на работу разрушения при различных скоростях нагружения

Таблица 3.3 – Результаты испытаний на замедленное хрупкое разрушение

Термическая обработка (ТО)	Разрушающее напряжение, σ_p , Н/мм ²	Предел общей текучести, $\sigma_{от}$, Н/мм ²	Прогиб, $f_{пл}$, мм	A_z , Дж/см ²	A_p , Дж/см ²	A_Σ , Дж/см ²	K_c , МПа√м	V_t , см/мин
Исходное состояние	<u>1799-1858</u> 1828	<u>1400-1428</u> 1414	<u>0,08-0,12</u> 0,1	<u>2,6-3,8</u> 3,2	<u>12,9-12,9</u> 12,9	<u>15,4-16,7</u> 16,1	<u>102,5-105,8</u> 104,15	0,2
850°C → закалка	<u>423-450</u> 436	-	0	0	<u>1,6-2,0</u> 1,8	1,8	<u>24,2-25,7</u> 24,95	
850°C → закалка + отпуск 500°C, 1ч	<u>2432-2433</u> 2433	<u>2374-2423</u> 2399	<u>0,02-0,04</u> 0,03	<u>3,4-3,7</u> 3,6	<u>17,7-18,7</u> 18,2	<u>21,3-22,0</u> 21,7	<u>138,5-138,8</u> 138,65	
Исходное состояние	<u>1737-1816</u> 1776	<u>1430-1455</u> 1442	<u>0,10-0,10</u> 0,10	<u>2,4-2,6</u> 2,5	<u>11,23-11,82</u> 11,53	<u>13,7-14,4</u> 14,0	<u>99,0-103,4</u> 101,2	0,005
850°C → закалка	<u>296-324</u> 310	-	0	0	<u>1,0-1,2</u> 1,1	1,1	<u>16,9-18,5</u> 17,7	
850°C → закалка + отпуск 500°C, 1ч	<u>2422-2499</u> 2461	<u>2276-2332</u> 2304	<u>0,04-0,06</u> 0,05	<u>3,1-4,6</u> 3,9	<u>19,5-23,1</u> 21,3	<u>24-26,3</u> 25,1	<u>138,1-142,4</u> 140,25	

При испытаниях со скоростью 0,2 см/мин разрушающее напряжение после закалки снижается более чем в 4 раза по сравнению с исходным состоянием. Проведение после закалки высокого отпуска повышает разрушающее напряжение почти в 6 раз.

При скорости нагружения 0,005 см/мин это влияние еще более заметно.

После закалки величина разрушающего напряжения σ_p уменьшается примерно в 6 раз, а высокий отпуск повышает σ_p почти в 8 раз. При этом величина пластического прогиба равна 0, следовательно, разрушение стали в закаленном состоянии происходит в упругой области т.е. механизм разрушения полностью хрупкий.

Суммарная работа разрушения и ее составляющая в исходном состоянии в шейке рельса ниже, чем после закалки и отпуска (таблица 3.3).

После проведения закалки происходит резкое снижение этих характеристик вследствие преждевременного хрупкого разрушения в результате развития замедленного разрушения [90].

Полученные результаты показывают, что параметры сопротивления разрушению также зависят от структурного состояния высокоуглеродистой рельсовой стали [90, 104, 108].

Вязкость разрушения K_{IC} изменяется аналогичным образом.

Проведенные испытания показали, что структурное состояние высокоуглеродистой рельсовой стали оказывает влияние как на прочностные свойства (разрушающее напряжение σ_r , предел общей текучести $\sigma_{от}$) при испытаниях с различными скоростями на изгиб образцов с острым надрезом, так и на пластичность (стрела прогиба $f_{пл}$) и параметры сопротивления разрушению (величина работы разрушения A_Σ и ее составляющие – работа зарождения A_z и распространения A_p трещины) (рисунок 3.9) [90].

Как видно из полученных результатов, уменьшение скорости нагружения приводит к снижению средней величины σ_r (от 1828 до 1776 Н/мм²), при этом практически не происходит изменение $\sigma_{от}$, что отражается в снижении величины работы зарождения трещины примерно на 20% (таблица 3.3). При этом происходит падение значений работы распространения трещины на 12%, а суммарной работы разрушения на 12,6% (рисунок 3.9).

В закаленном состоянии влияние скорости нагружения на параметры сопротивления рельсовой стали более существенно. Так, уменьшение скорости нагружения снижает величину разрушающего напряжения σ_r от 436 до 310 Н/мм², а работу распространения трещины, равную суммарной работе разрушения на 39% (рисунок 3.9).

Проведенный после закалки отпуск увеличивает сопротивление разрушению рельсовой стали. При этом уменьшение скорости нагружения не снижает, а даже повышает параметры сопротивления разрушению (таблица 3.3) [90].

Таким образом, наиболее склонна к явлению ЗХР закаленная сталь со структурой мартенсита, а высокий отпуск устраняет склонность к этому виду разрушения за счет релаксации остаточных напряжений.

Для подтверждения этого утверждения была проведена оценка уровня остаточных микронапряжений $\Delta\sigma/a$ (таблица 3.4).

Таблица 3.4 – Уровень остаточных микронапряжений для линий (110) и (211)

Термическая обработка	$\Delta\sigma/\sigma \cdot 10^{-3}$	
	(211)	(110)
Исходное состояние	0,58	0,23
850°C → закалка	1,6	0,48
850°C → закалка + отпуск 500°C, 1ч	1,01	0,35

Наиболее низкий уровень остаточных микронапряжений $\Delta\sigma/\sigma$ наблюдается в стали со структурой перлита (в исходном состоянии). Отпуск при 500°C снижает $\Delta\sigma/\sigma$ на 30-40%.

Образование мартенсита в шейке в области ликвационной химической неоднородности, может увеличивать риск возникновения микротрещин в результате развития ЗХР и снижать эксплуатационную стойкость рельсов. В особенности это характерно для дифференцированно-закаленных рельсов, где в шейке рельса мартенситная структура подвергается самоотпуску. Температура, при которой протекает самоотпуск, определяется скоростью охлаждения после завершения мартенситного превращения. Поэтому необходимо обеспечить температурно-скоростные режимы охлаждения для наиболее полного протекания релаксационных процессов в мартенсите и предотвращения развития замедленного хрупкого разрушения [90].

3.2. О физической природе порогового напряжения при замедленном хрупком разрушении высокоуглеродистой стали

Испытания на склонность к замедленному разрушению при постоянной нагрузке с построением кривой замедленного разрушения показали, что высокоуглеродистая сталь склонна к этому виду разрушения (рисунок 3.10). Чем приложенное напряжение выше, тем ниже время до разрушения. Как отмечалось ранее, в высокоуглеродистых сталях происходит «вырождение» стадии замедленного разрушения, связанной с распространением стабильной трещины. Установлено, что длина стабильной трещины для высокоуглеродистой стали составляет 0,2-1,5 мм, что отражается в низкой вязкости разрушения (таблица 3.3) [104].

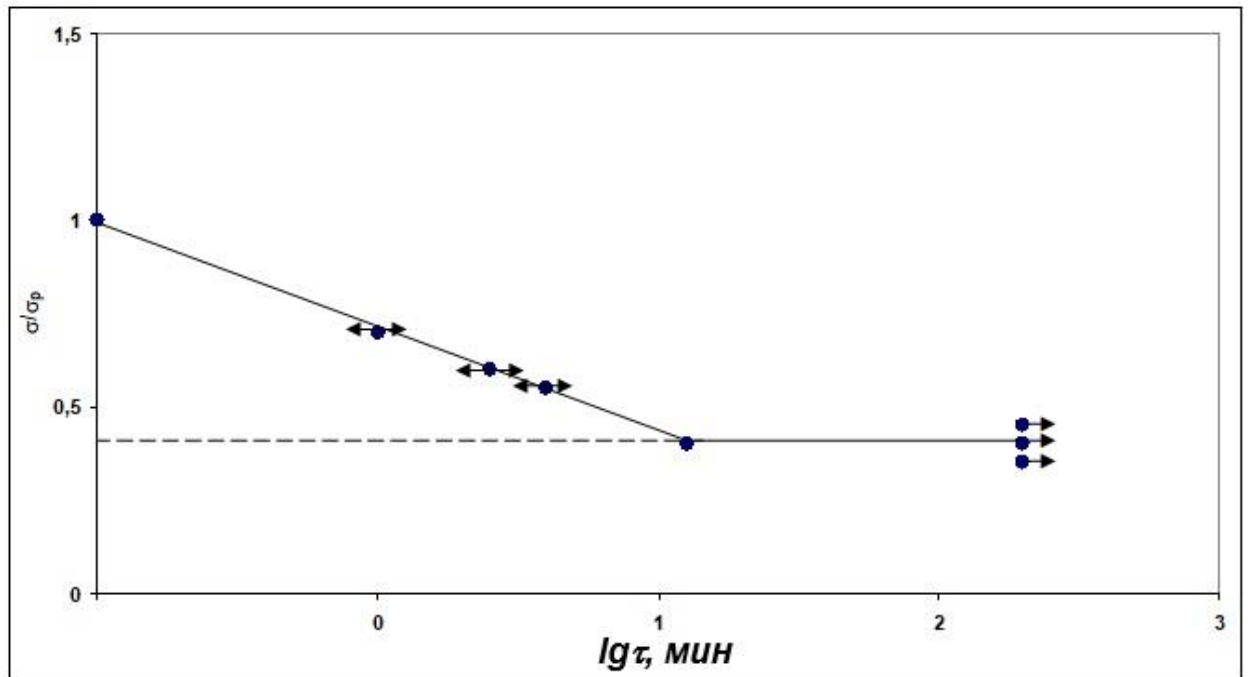


Рисунок 3.10 – Исследование склонности высокоуглеродистой закаленной стали к замедленному разрушению. Зависимость времени до разрушения от уровня приложенного напряжения

Проведенные исследования показали, что пороговое напряжение при замедленном разрушении составляет 0,35-0,45 от значения разрушающего напряжения.

Для установления физической природы процессов, протекающих при выдержке закаленной высокоуглеродистой стали под нагрузкой, проводили оценку структурного состояния методом рентгеноструктурной дифрактометрии.

На рисунок 3.11 приведены примеры дифракционных линий, полученных с поверхности образцов после выдержки под нагрузкой в интервале 200-600 Н/мм², в интервале двойных брэгговских углов (55-66) и (108-114)[°] 2 θ . В первом из указанных интервалов углов регистрируются дифракционные линии (111) аустенита, (110) и (101) мартенсита. Из-за сильного размытия дифракционных линий их обособление проводили графически. Микродеформация находилась в интервале (4-5)10⁻³. В закаленной стали уровень микроискажений составляет 16*10⁻³.

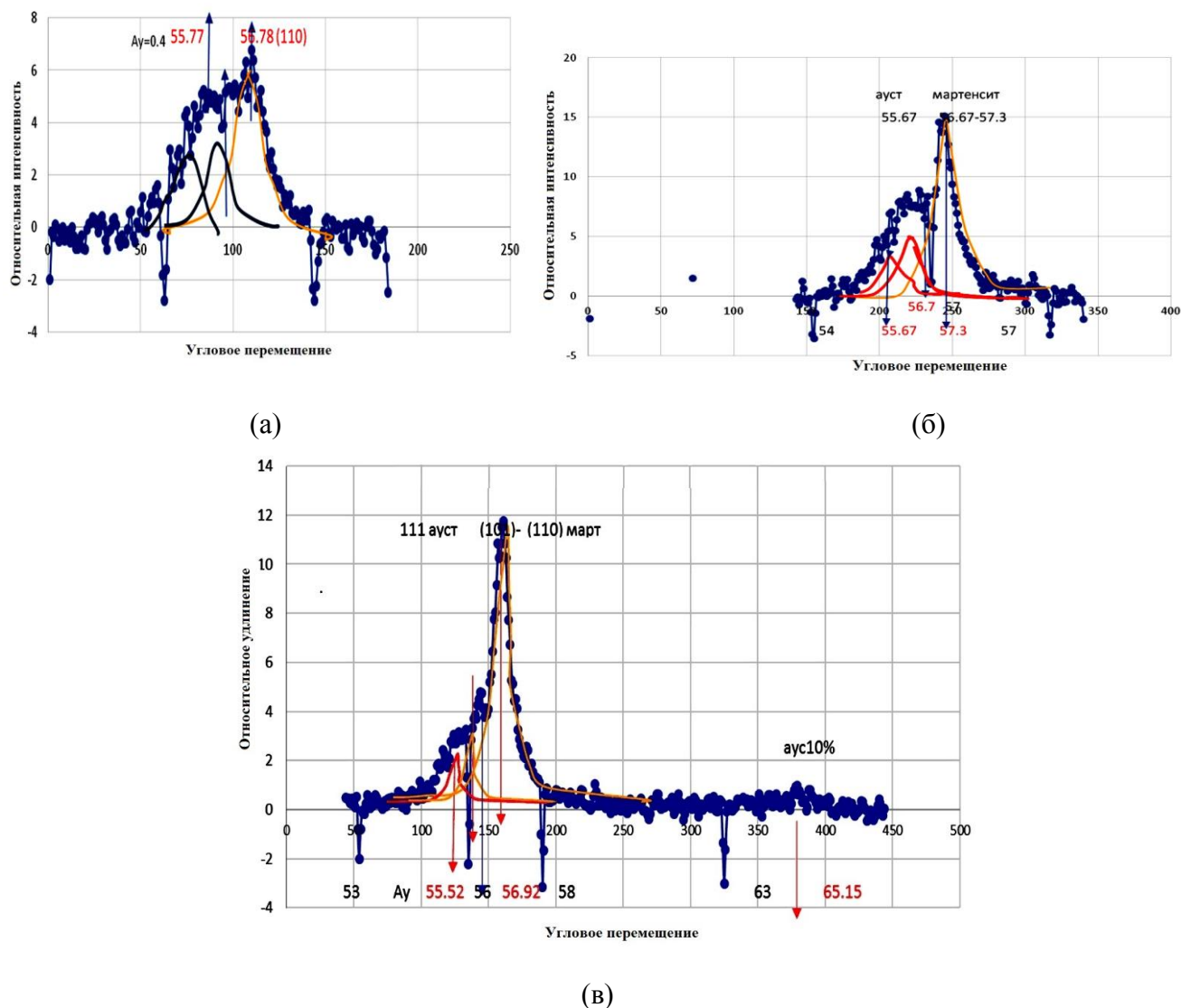


Рисунок 3. 11- Примеры дифракционных линий от образцов, подвергнутых закалке и последующему нагружению при различных напряжениях: закалка (а), закалка, сжатие 320 Н/мм² (б), закалка, растяжение 320 Н/мм² (в)

Регистрировали как общую ширину мартенситных дублетов по их общей площади, так и отдельно линии (110) и (211). Для дифракционной линии (211) величина максимальной усреднённой однородной деформации микрообъёмов (микронапряжения) определяется соотношением (2.8).

Сопоставление рентгенограмм образцов показало, что нагружение при невысоких (~ 300 Н/мм²) напряжениях и различных выдержках наблюдается значительное уменьшение ширины рентгеновских линий, являющихся составляющими дифракционных дублетов (рисунок 3.12).

Знак напряжений (растяжение-сжатие) заметно не влияет на уменьшение степени размытия дифракционных линий. Наиболее значительное изменение размытия дифракционных линий происходит при первых 30 минутах нагружения, что примерно соответствует основной

длительности протекания процессов при отдыхе закаленной стали [71]. Дальнейшее увеличение приложенного напряжения (до 600 Н/мм²) приводит к возрастанию величины размытия. Но величина размытия оказывается значительно ниже той, что соответствует закалённому состоянию.

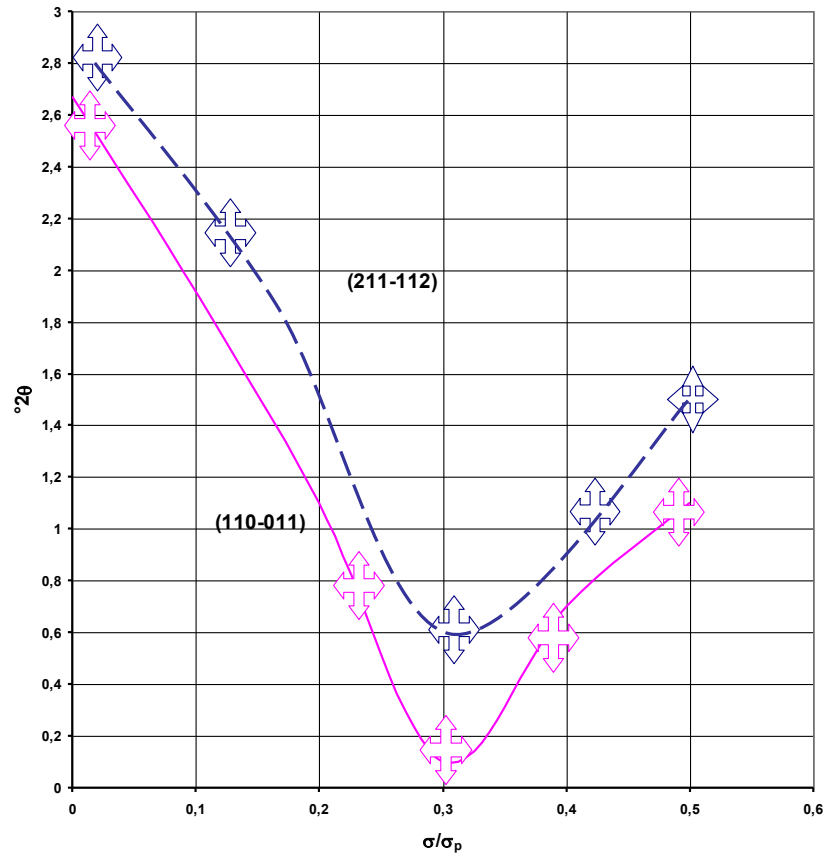


Рисунок 3.12 – Влияние упругого нагружения на ширину рентгеновских дифракционных линий {110} и {211}

Таким образом нагружение и выдержка закаленной высокоуглеродистой стали при напряжениях в пределах упругой области приводит к немонотонному изменению ширины рентгеновских интерференциальных линий: при нагружении до примерно 0,3-0,5 разрушающего напряжения она уменьшается, а при более высоких напряжениях возрастает.

Среди причин, вызывающих изменение размытия рентгеновских дифракционных линий, может быть также повышение плотности дислокаций в результате протекания микропластических деформаций.

Микросдвиги могут быть результатом совместного действия небольших по величине действующих напряжений одного знака и одной из компонент сдвиговых напряжений, возникших в процессе фазового превращения.

Объёмы аустенита, расположенные рядом с мартенситом, подвергаются также сдвиговым напряжениям. Вместе с этим в них возникают и напряжения сжатия из-за различия удельных объёмов названных фаз. Приложение внешнего напряжения одного знака нарушает систему равновесия в результате чего система напряжений может быть нарушена. При дальнейшем увеличении напряжений может начаться микропластическая деформация, заключающееся в перемещении и размножении дислокаций.

Этот процесс сопровождается наблюдаемым увеличением ширины рентгеновских дифракционных линий. В том интервале действующих напряжений, где увеличение напряжений сопровождается увеличением ширины линий, была проведена оценка изменения плотности дислокаций.

Для оценки изменения плотности дислокаций ρ использовали дифракционную линию $(211)_{\text{K}\alpha}$:

$$\rho = 4 \operatorname{ctg}^2 \theta \beta^2 / 5b^2, \quad (3.2)$$

где b – вектор Бюргерса; β – физическое уширение, выраженное в радианах; θ – дифракционный угол [104, 105, 106].

Оценка плотности дислокаций показала, что после нагружения напряжением 330 Н/мм^2 она составляет $2.3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, напряжением 600 Н/мм^2 — $6.3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Следовательно, можно сделать предположение, что уменьшение ширины линий при воздействии внешнего напряжения может быть связано с «рассасыванием» упруго деформированных объёмов, а увеличение — следствием повышения плотности дислокаций и возможно локальных микронапряжений, способствующих образованию дефектов типа микротрещин.

Как показали исследования, влияние пластической деформации на структурное состояние закаленной среднеуглеродистой стали, пластическая деформация до 3-5% приводит к уменьшению ширины рентгеновской линии, а при более высоких степенях деформации – к ее возрастанию [59].

При малых степенях деформации уменьшение ширины рентгеновской линии является следствием конкуренции двух процессов – увеличения плотности дислокаций и релаксацией остаточных микронапряжений, которая, предположительно, компенсирует ее увеличение за счет увеличения плотности дефектов кристаллического строения. При больших степенях деформации увеличение ширины рентгеновской линии объясняется ростом плотности дислокаций и повышением уровня остаточных микронапряжений. Можно предположить, что

нагружение в упругой области высокоуглеродистого закаленного мартенсита оказывает подобное влияние на его структурное состояние.

В отличие от среднеуглеродистой закаленной стали, высокоуглеродистая не может быть подвергнута большой пластической деформации при комнатной температуре из-за пониженной пластичности, но можно предположить, что нагружение и выдержка в упругой области приводит к подобным изменениям рентгеновских интерференций, что свидетельствует о схожих механизмах этих изменений. При выдержке в области низких напряжений преобладают релаксационные процессы, приводящие к перераспределению дефектов кристаллического строения и «залечиванию» областей объемного растяжения кристаллической решетки, а при более высоких нагрузках протекание микропластической деформации, накопление внутренних микронапряжений и, как следствие, образование дефектов типа микротрещин.

В связи с вышеизложенным, выдвинуто предположение, что пороговое напряжение при замедленном разрушении близко по величине к минимуму на немонотонной кривой зависимости ширины рентгеновской линии от уровня приложенного напряжения, находящегося на границе смены механизмов релаксационных процессов и начала развития микропластической деформации. Это заключение соответствует известным ранее представлениям о физической природе порогового напряжения при замедленном хрупком разрушении [70, 109, 110].

3.3. Анализ влияния остаточных микронапряжений на склонность высокоуглеродистого закаленного мартенсита к замедленному хрупкому разрушению

Проведенные ранее исследования показали, что уровень остаточных внутренних микронапряжений, образующихся в результате мартенситного превращения и достигающих максимума на границах исходных аустенитных зерен, а также охрупчивающее воздействие водорода и наличие сегрегаций вредных примесей на границах зерен объясняют интеркристаллитный характер замедленного хрупкого разрушения закаленной и низкоотпущенной стали [70].

В процессе замедленного хрупкого разрушения трещины зарождаются в результате суперпозиции напряжений, связанных с действием приложенной извне нагрузки и остаточных локальных внутренних микронапряжений [46].

При замедленном хрупком разрушении механизм зарождения трещины зависит от неоднородности структуры и повышенного уровня локальных напряжений и материала, поэтому выбирают локальный критерий склонности к замедленному хрупкому разрушению т.е.

он должен характеризовать критическое состояние материала в области зарождения трещины, также локальный критерий не зависит от геометрии концентратора напряжений и способа приложения нагрузки [70].

Основным критерием при оценке стали к ЗХР был выбран критерий критических максимальных локальных растягивающих напряжений. Согласно этому критерию зарождение трещины при хрупком разрушении в результате активного нагружения наступает при достижении в локальной области определенного критического растягивающего напряжения [46].

В качестве другого критерия при анализе роли остаточных микронапряжений в развитии замедленного разрушения высокоуглеродистой закаленной стали выбрана величина работы разрушения, характеризующая энергию, затраченную на зарождение и распространение трещины.

На рисунке 3.13 показана зависимость суммарной работы разрушения и критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} от скорости нагружения в высокоуглеродистой закаленной стали: при уменьшении скорости нагружения происходит снижение K_{IC} и A_Σ (на примере рельсовой стали типа Э76Ф), что является следствием развития замедленного разрушения в ходе нагружения с низкой скоростью.

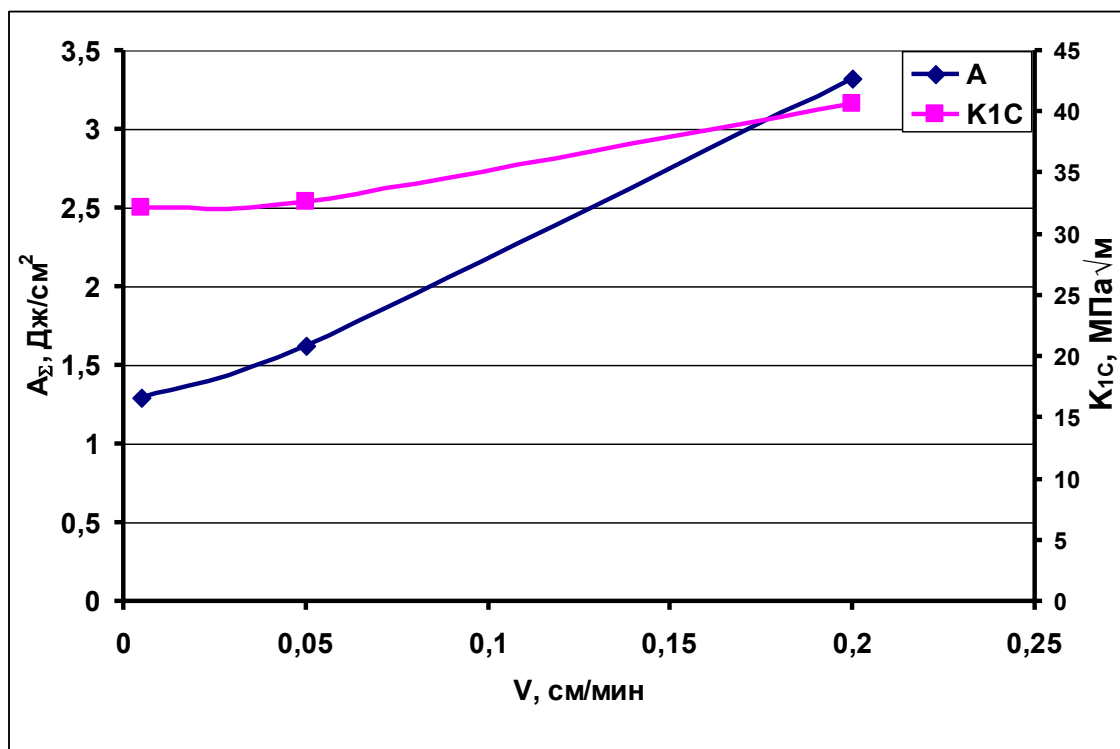


Рисунок 3.13 – Зависимости суммарной работы разрушения и критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} от скорости нагружения в высокоуглеродистой закаленной стали типа Э76Ф

Это наглядно демонстрируют данные, представленные на рисунке 3.14, из которых видно, что при уменьшении скорости нагружения закаленной высокоуглеродистой стали с 0,65% углерода увеличивается длина стабильной трещины, успевающая расти на большую глубину, чем при более высокой скорости нагружения. При этом, как видно из рисунка, разрушающее напряжение снижается.

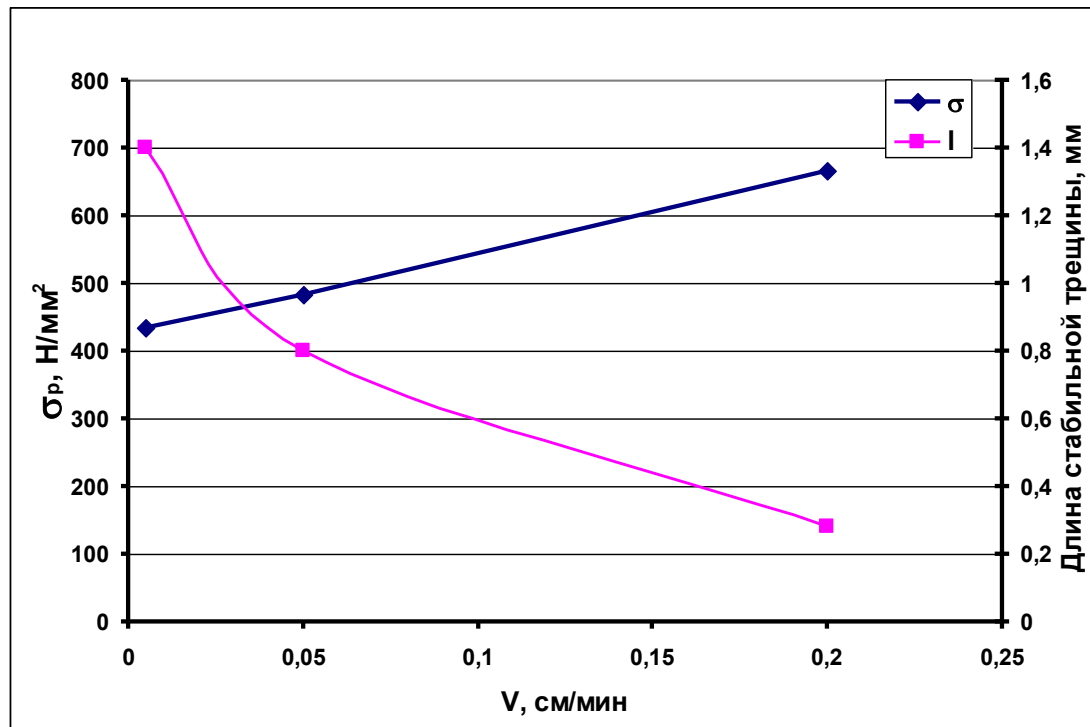


Рисунок 3.14 – Зависимости разрушающего напряжения и длины стабильной трещины от скорости нагружения в закаленной высокоуглеродистой стали

Из вышеизложенного следует, что величины относительного снижения характеристик K_C , A_Σ и σ_p при снижении скорости нагружения в 40 раз могут быть использованы как критерии склонности высокоуглеродистого мартенсита к ЗХР при исследовании влияния остаточных микронапряжений на развитие данного вида разрушения.

Известно, что одним из основных факторов, выявляющих замедленное разрушение закаленной стали со структурой мартенсита является высокий уровень остаточных микронапряжений, связанных с особенностями мартенситного превращения [70, 111-115].

В связи с этим представляет интерес провести анализ влияния остаточных микронапряжений на склонность высокоуглеродистого закаленного мартенсита к замедленному хрупкому разрушению на примере сталей с содержанием углерода 0,65% (колесная сталь) и 0,75% (рельсовая сталь) с использованием в качестве критериев склонности к этому виду разрушения степени снижения параметров сопротивления разрушению $\Delta K_C/K_C$, $\Delta A_\Sigma/A_\Sigma$ и

$\Delta\sigma_p/\sigma_p$, а также данных рентгеноструктурных исследований, представленных в предыдущих разделах.

При этом важно оценивать связь ЗХР как с микронапряжениями II рода ($\Delta a/a$), так и с уровнем локальных микронапряжений (δ).

Изменение суммарной работы разрушения при уменьшении скорости нагружения колесной стали с 0,65% углерода в 40 раз в зависимости от уровня микроискажений кристаллической решетки ($\Delta a/a$), вызванных протеканием мартенситного превращения, показало, что одновременно с величиной $\Delta a/a$ возрастает величина снижения суммарной работы разрушения, что позволяет судить о склонности закаленной высокоуглеродистой стали к замедленному хрупкому разрушению. Наиболее опасным с точки зрения явления ЗХР является состояние после закалки со структурой свежезакаленного мартенсита (рисунок 3.15). Показано, что после высокого отпуска 500°C проявление этого явления сильно снижается.

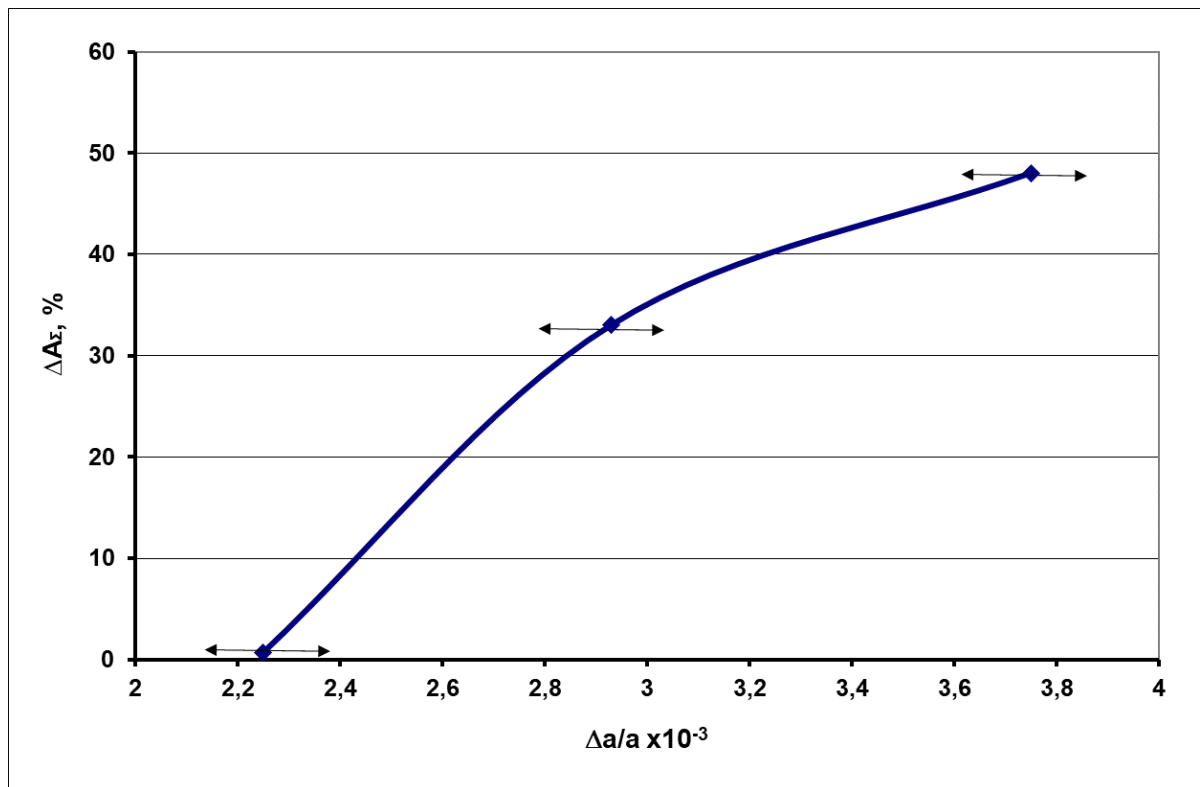


Рисунок 3.15 - Зависимость снижения суммарной работы разрушения от уровня микроискажений кристаллической решетки ($\Delta a/a$) в высокоуглеродистой закаленной стали

На рисунке 3.16 показана зависимость снижения коэффициента интенсивности напряжений K_σ от локальной концентрации микронапряжений для высокоуглеродистой стали. Максимум снижения коэффициента (29%) наблюдается после закалки при локальной концентрации микронапряжений равной 51%. Отпуск 100 °C обеспечивает снижение

концентрации микронапряжений до 45%, а также уменьшение величины снижения коэффициента интенсивности напряжений до 2,83%.

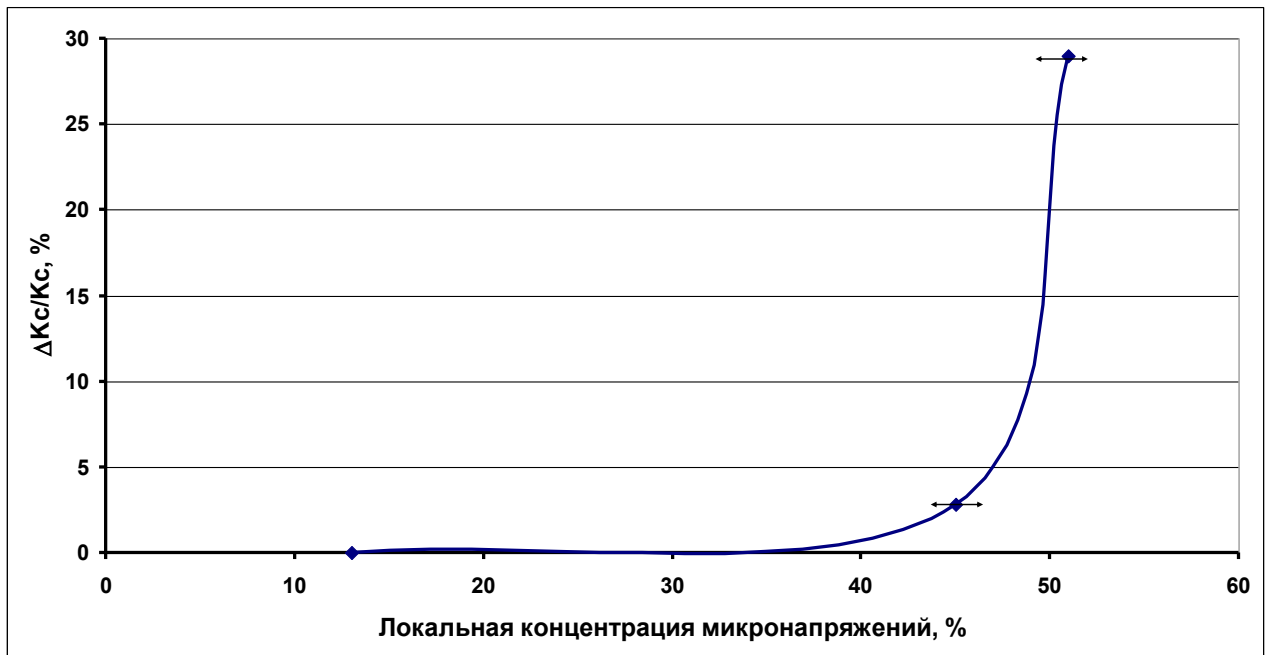


Рисунок 3.16 – Зависимость коэффициента интенсивности напряжений от локальной концентрации микронапряжений при уменьшении скорости нагружения в высокоуглеродистой стали

Из зависимости для колесной высокоуглеродистой стали видно, что с повышением величины снижения работы разрушения локальная концентрация напряжений становится выше. Для состояния закалки (локальная величина напряжений составляет 51%) снижение работы разрушения достигает максимального значения – 48%, тогда как в низкоотпущенном состоянии – 33%, а после отпуска 500 °С локальная концентрация микронапряжений и снижение работы разрушения находятся на минимальном уровне (рисунок 3.17).

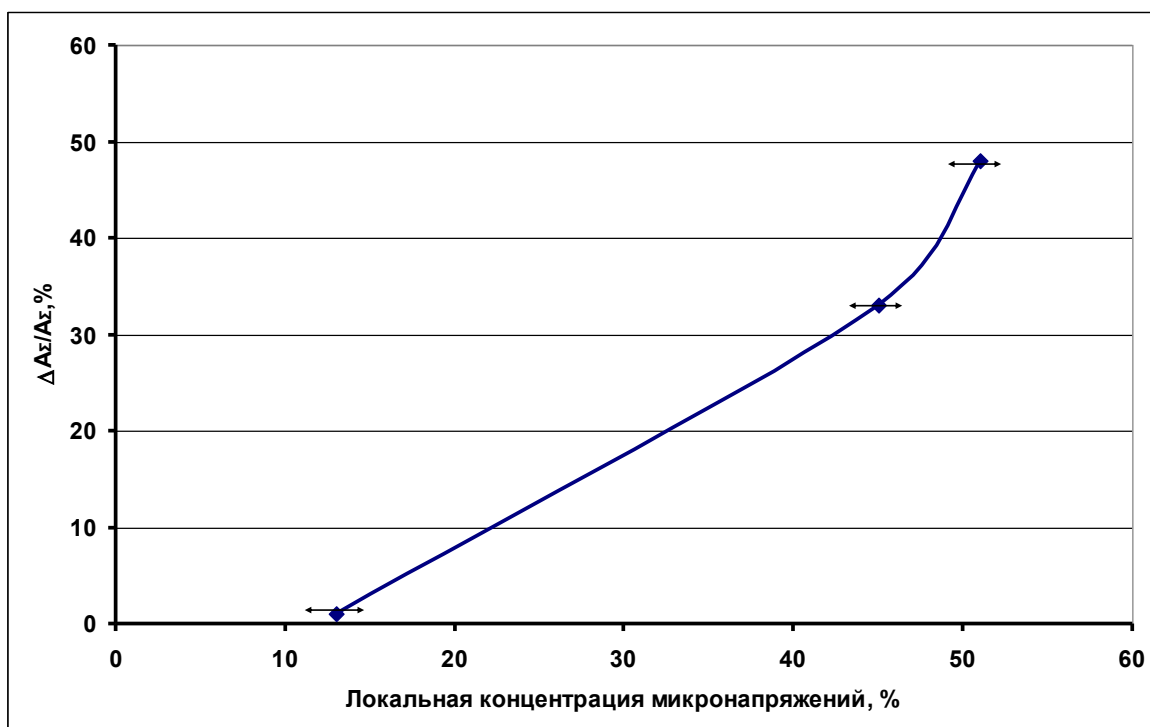


Рисунок 3.17 – Связь между величиной снижения работы разрушения и уровнем локальных остаточных микронапряжений в высокоуглеродистой стали (для колесной стали)

Схожая картина наблюдается в случае рельсовой стали (рисунок 3.18).

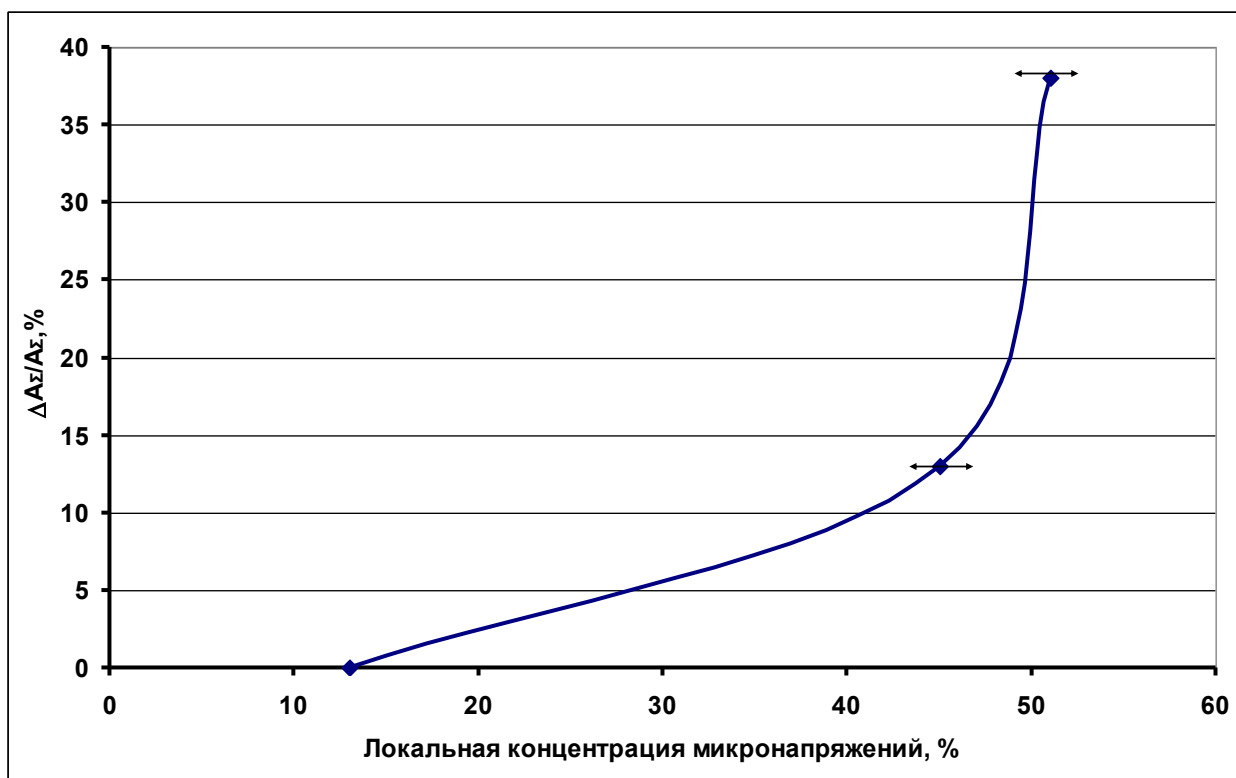


Рисунок 3.18 – Зависимость снижения суммарной работы разрушения от локальной концентрации микронапряжений в высокоуглеродистой стали (для рельсовой стали)

На рисунке 3.19 продемонстрирована зависимость снижения величины разрушающего напряжения от локальной концентрации микронапряжений для высокоуглеродистой стали.

При снижении скорости нагружения в 40 раз максимум снижения разрушающего напряжения (28,89%) совпадает с максимумом локальной концентрации микронапряжений в закаленном состоянии.

Также из приведенного графика видно, что отпуск при 100 °С способствует уменьшению величины снижения разрушающего напряжения до 2,84%.

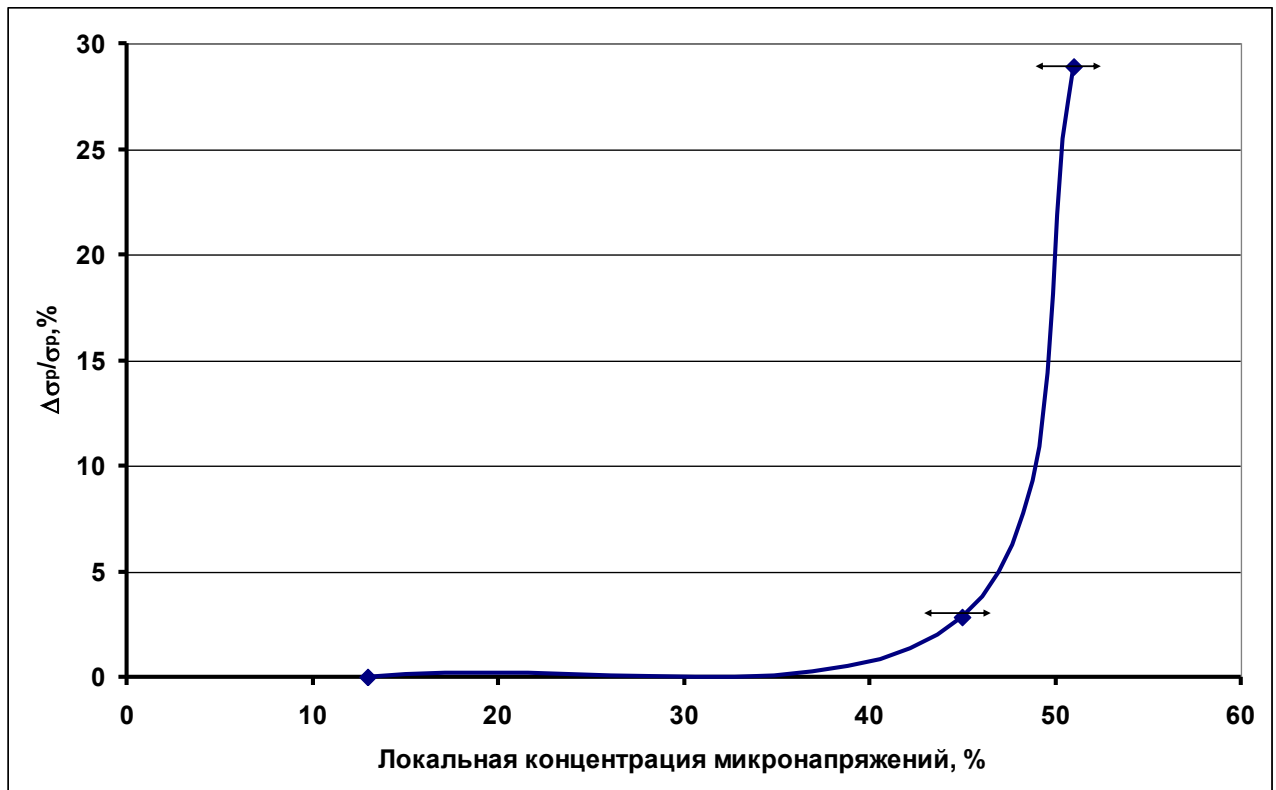


Рисунок 3.19 – Зависимость разрушающего напряжения от локальной концентрации микронапряжений при уменьшении скорости нагружения в высокоуглеродистой стали

Таким образом установлена зависимость склонности к ЗХР высокоуглеродистой закаленной стали от уровня остаточных локальных микронапряжений и микроискажений кристаллической решетки $\Delta a/a$, подтверждающая их ведущую роль в механизме явления замедленного разрушения закаленной стали.

1. Установлено, что уровень микроискажений кристаллической решетки $\Delta a/a$ (остаточных микронапряжений 2-го рода) и локальных концентраций микронапряжений практически не изменяется по глубине обода колес с различным содержанием углерода. В колесах с повышенной твердостью обода уровень остаточных микронапряжений зависит в большей степени от типа структуры, а не от содержания углерода.

2. Показано, что уровень остаточных микронапряжений, в том числе наиболее опасных локальных, в ободе колес значительно ниже, чем в закаленной и низкоотпущенной колесной стали, склонной к замедленному хрупкому разрушению.

Рентгеновскими исследованиями установлено, что уровень остаточных микронапряжений в перлитной колесной стали практически не зависит от содержания углерода и значительно ниже остаточных микронапряжений, способных вызвать замедленное хрупкое разрушение.

3. Установлено, что наибольшей склонностью к замедленному хрупкому разрушению обладает высокоуглеродистая сталь со структурой закаленного мартенсита. Отпуск при 500°C повышает сопротивление разрушению высокоуглеродистой рельсовой стали и устраняет ее склонность к замедленному разрушению, что является следствием уменьшения уровня остаточных микронапряжений. Присутствие в стали участков сдвиговых структур способствует развитию этого явления.

Показано, что для повышения эксплуатационной надежности дифференцированно-закаленных рельсов, в случае образования неоднородных мартенситно-бейнитных структур, необходимо обеспечивать температурно-скоростные условия охлаждения для наиболее полного протекания релаксационных процессов.

4. Установлено, что нагружение и выдержка высокоуглеродистой закаленной стали под напряжением в пределах упругой области приводит к немонотонному изменению ширины рентгеновской линии: при низких напряжениях уменьшению, а при более высоких нагрузках (выше 0,3-0,5 разрушающего напряжения) увеличению.

Предложен механизм немонотонного изменения ширины рентгеновской линии при увеличении приложенного напряжения в упругой области высокоуглеродистой закаленной стали: при низких напряжениях (0,3-0,5 разрушающего напряжения) релаксационные процессы, усиленные приложенной нагрузкой (отдых под нагрузкой), а при более высоких напряжениях микропластическая деформация, приводящая к повышению плотности дислокаций и уровня внутренних микронапряжений.

5. Установлено соответствие величины порогового напряжения при замедленном разрушении напряжению начала микропластической деформации при нагружении в упругой области высокоуглеродистой закаленной стали, приводящей к повышению уровня внутренних микронапряжений и образованию микротрещин замедленного разрушения, что подтверждает представления о физической природе порогового напряжения, как начала микродеформации.

6. Установлена зависимость склонности к ЗХР высокоуглеродистой закаленной стали от уровня остаточных локальных микронапряжений и микроискажений кристаллической решетки $\Delta a/a$, подтверждающая их ведущую роль в механизме явления замедленного разрушения закаленной стали.

Глава 4. Мартенситно-бейнитные неоднородности и их влияние на качество и свойства рельсовой стали

Производство современных рельсов осуществляется из непрерывнолитой заготовки высокоуглеродистой рельсовой стали, в которой в зависимости от температурно-скоростных параметров разливки формируется центральная ликвационная зона с повышенным содержанием углерода, легирующих элементов и примесей. Содержание легирующих элементов в центральной ликвационной зоне НЛЗ может превышать их среднее содержание в стали в несколько раз.

Известно, что происходит наследование ликвационной зоны при прокатке рельсов и термообработке, что в последствии может приводить к формированию неоднородных сдвиговых структур в отдельных элементах готовых рельсов и развитию процесса замедленного хрупкого разрушения (ЗХР), протекающего во времени под действием напряжения ниже предела текучести стали [48, 70, 117].

Решающим фактором в развитии хрупкого разрушения является наличие в структуре стали неоднородных локальных силовых полей и химических неоднородностей, снижающих эффективную поверхностную энергию разрушения и увеличивающих вероятность термофлуктуационных процессов при зарождении и распространении хрупкой трещины [48, 116, 91].

В соответствии с этим, согласно ГОСТ 51685-2013 и СТ РК 2432-2013 в микроструктуре головки рельса бейнит и мартенсит недопустимы [118].

4.1. Исследования макроструктуры и возможности наследования ликвации в непрерывнолитой заготовке в различных областях профиля рельсового проката, полученного из заготовки

Макроструктура НЛЗ, первой в серии по разливке, разлитой без применения ЭМП, характеризуется равномерным плотным строением со следами повышенной центральной пористости (рисунок 4.1), а также осевыми микротрещинами. Результаты оценки макроструктуры НЛЗ представлены в таблице 4.1.

По показателям центральной (осевой) пористости (ЦП) и наличию осевых трещин (ЛПТосев) макроструктура заготовки не соответствует требованиям ТС 00187895-046-2014.

Таблица 4.1 - Оценка макроструктуры заготовок

Вид дефекта	Фактический балл согласно ОСТ 14-1-235-91	Технические требования ТС 00187895-046- 2014, не более
Центральная (осевая) пористость (ЦП)	3,5	2
Осевая ликвация (осевая химическая неоднородность) (ОЛ)	2,0	2
Ликвационные полосы и трещины по сечению (ЛПТ _{общ.})	0	-
Ликвационные полосы и трещины осевые (ЛПТ _{осев.})	0,5	-
Ликвационные полосы и трещины угловые (ЛПТ _{уг.})	0	1
Светлая полоса (контур) (СП)	0	2
Краевое точечное загрязнение (КТЗ)	0	1



Рисунок 4.1 - Поперечный макротемплет непрерывнолитой заготовки

Дополнительно исследована макроструктура продольного темплета НЛЗ, которая показала, что осевая пористость наблюдается на протяжении всей длины темплета (рисунок 4.2), отдельные поры достигают 10 миллиметров в диаметре.

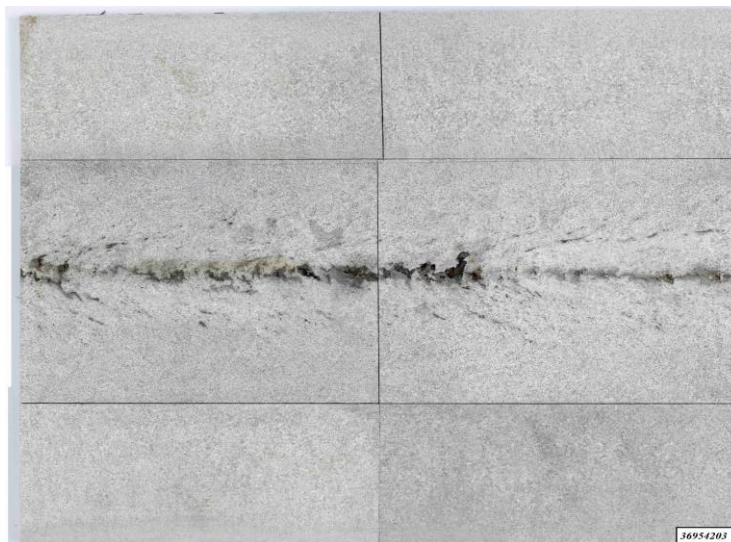
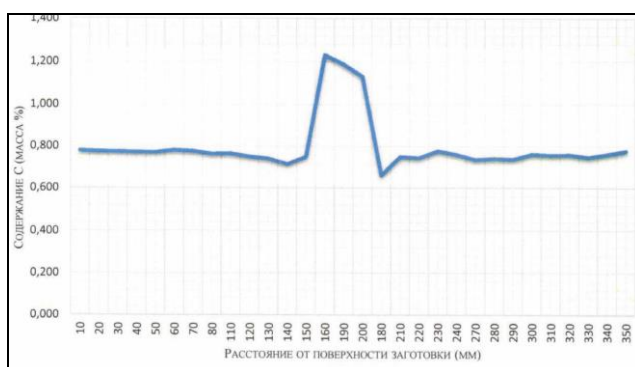
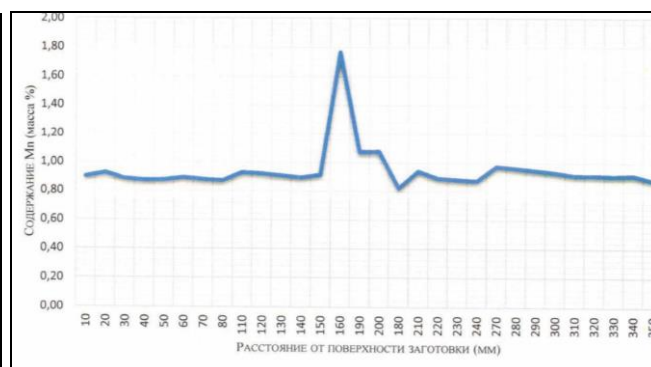


Рисунок 4.2 - Продольный макротемплет непрерывнолитой заготовки

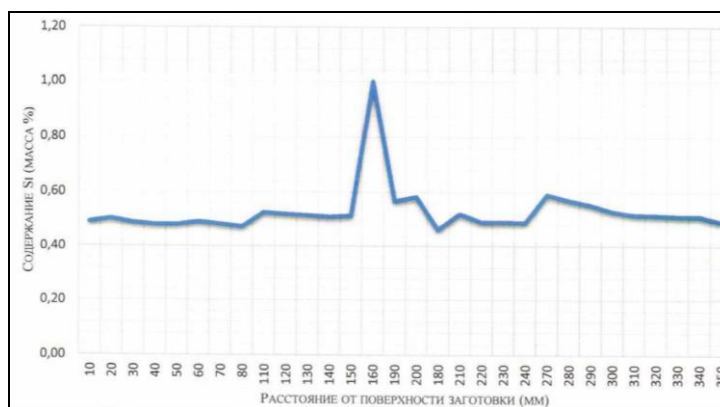
Проведены исследования осевой химической неоднородности НЛЗ, результаты приведены на рисунках 4.3 и 4.4. В осевой области отмечено повышенное содержание углерода до 1,2%, марганца до 1,8 %, кремния до 1,0%, серы до 0,007%, фосфора до 0,016% и ванадия до 0,14%.



а)



б)



в)

Рисунок 4.3 – Распределение углерода (а), марганца (б) и кремния (в) по толщине поперечного сечения непрерывнолитой заготовки 300х360 мм

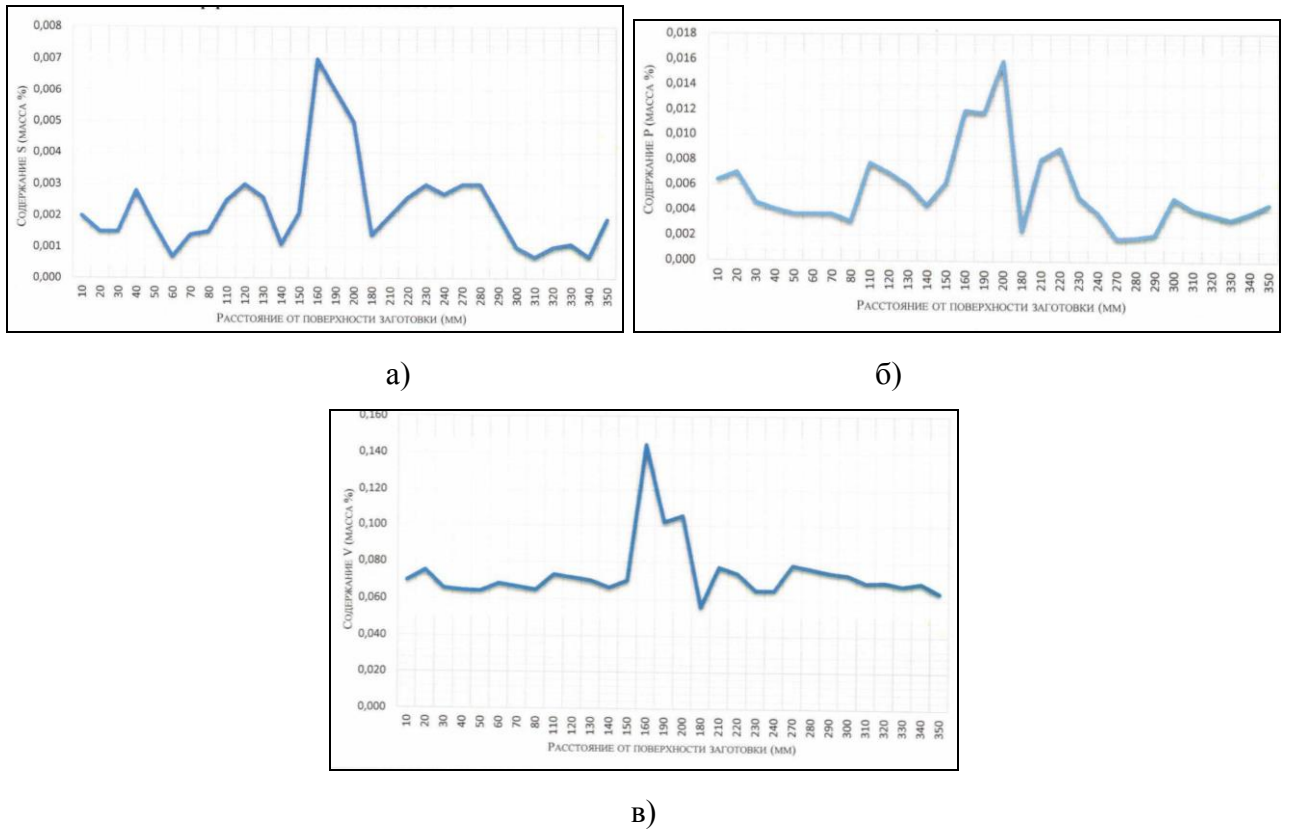


Рисунок 4.4 – Распределение серы (а), фосфора (б) и ванадия (в) по толщине поперечного сечения непрерывнолитой заготовки 300х360 мм

Проведена оценка структурного состояния металла НЛЗ и степени развития ликвационных процессов на исследовательских образцах шириной 25 мм, вырезанных вдоль малой и большой осей сляба (рисунки 4.5).

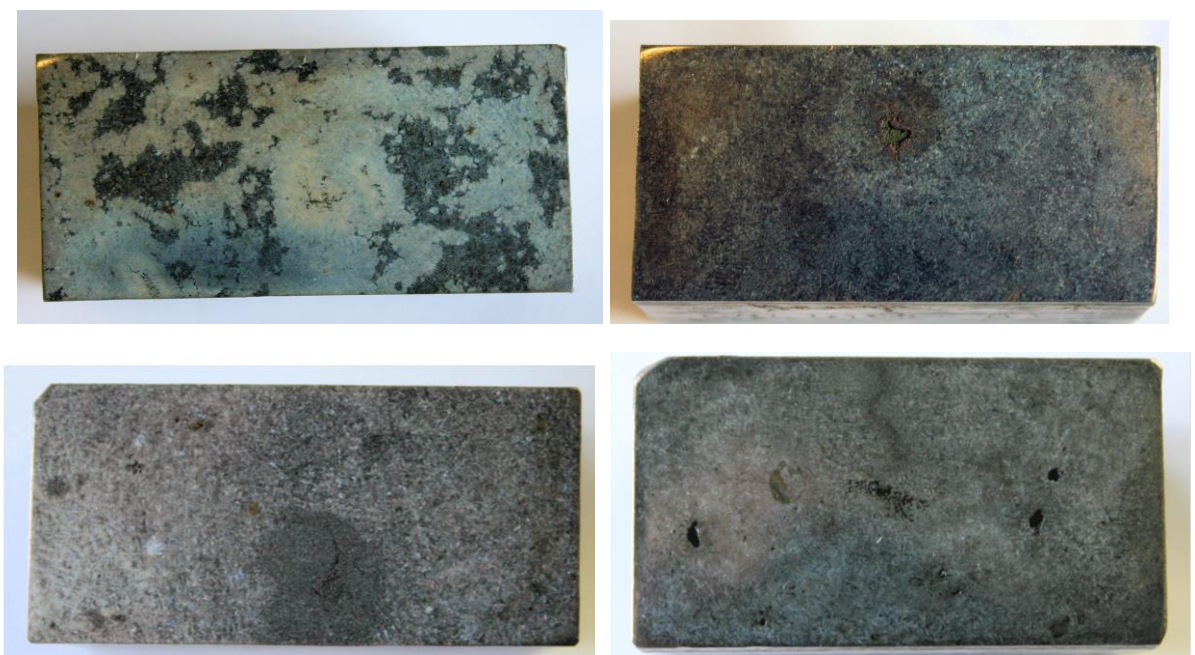


Рисунок 4.5 – Поперечные шлифы из осевой зоны НЛЗ рельсовой стали

При визуальном осмотре в металле видны области различной травимости, что свидетельствует о ликвационных процессах. В осевой зоне вскрылись трещины протяженностью более 1 мм в направлении оси сляба толщиной 300 мм. Металл в области трещины имеет повышенную травимость и при визуальном осмотре воспринимается как темная область.

Также следует отметить, что в металле осевой зоны присутствуют достаточно крупные поры, размером более 2 мм.

Среднее значение твердости в «темных» областях повышенной травимости в среднем составляет 33 HRC (33-33,5-32), а в «светлых» областях - 27 HRC, что косвенно подтверждает ликвацию, по углероду.

Был проведен количественный спектральный анализ химического состава проб НЛЗ. Химический состав определен вдоль малой (300 мм) оси сляба, непосредственно в центре заготовки, на расстоянии 10, 20, 50 и 90 мм от центра сляба.

Результаты химического анализа приведены по основным элементам склонным к ликвации и предположительно вызывающим образование областей с мартенситно-бейнитной структурой в рельсовом прокате (углерод, кремний, марганец) приведены на рисунках 4.6-4.8 [91].

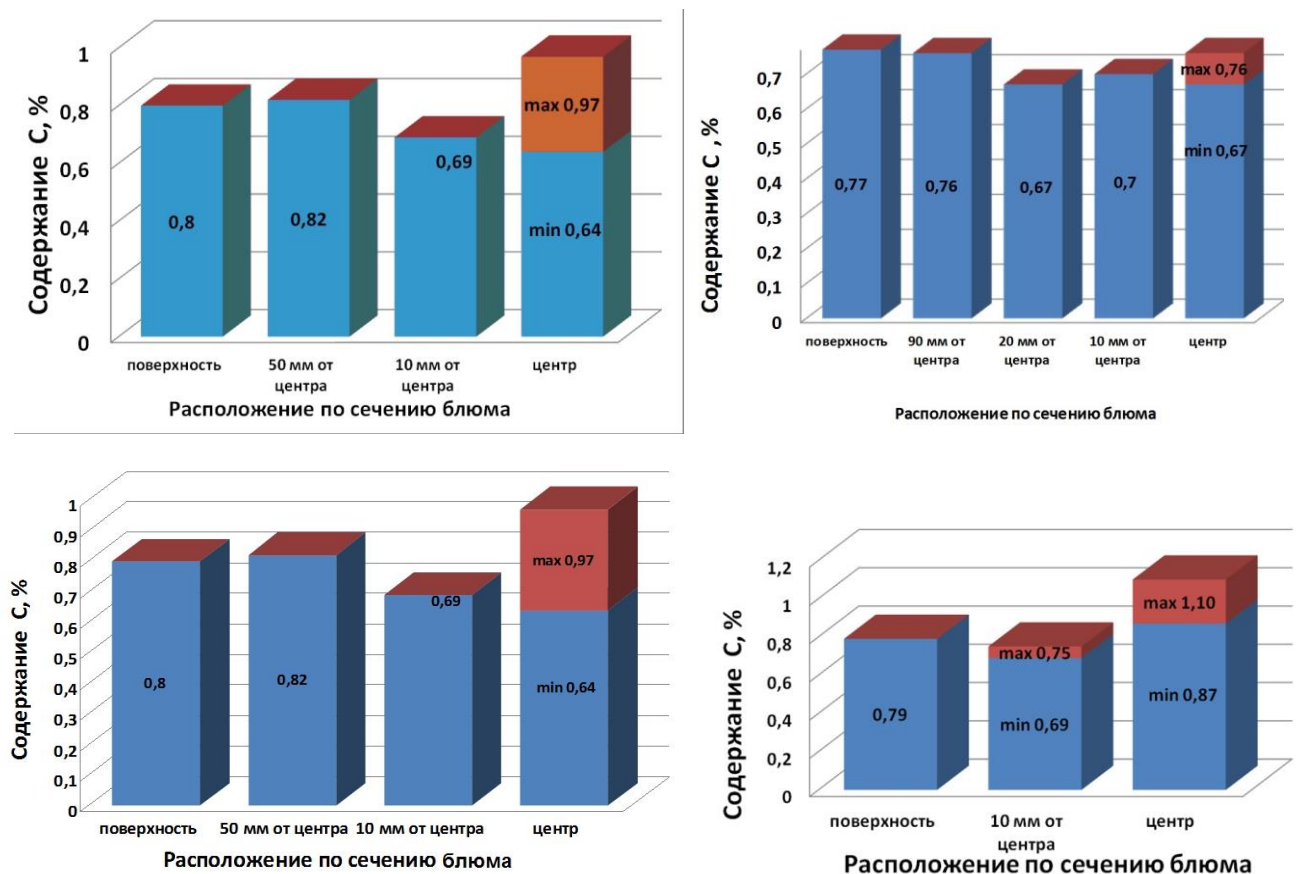


Рисунок 4.6 – Ликвация углерода вдоль оси сляба

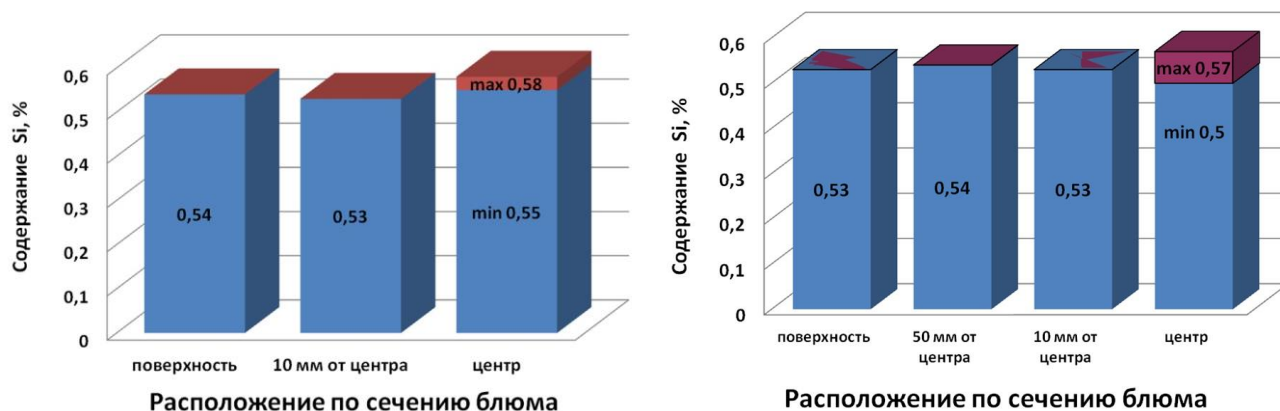


Рисунок 4.7 – Ликвация кремния вдоль оси сляба

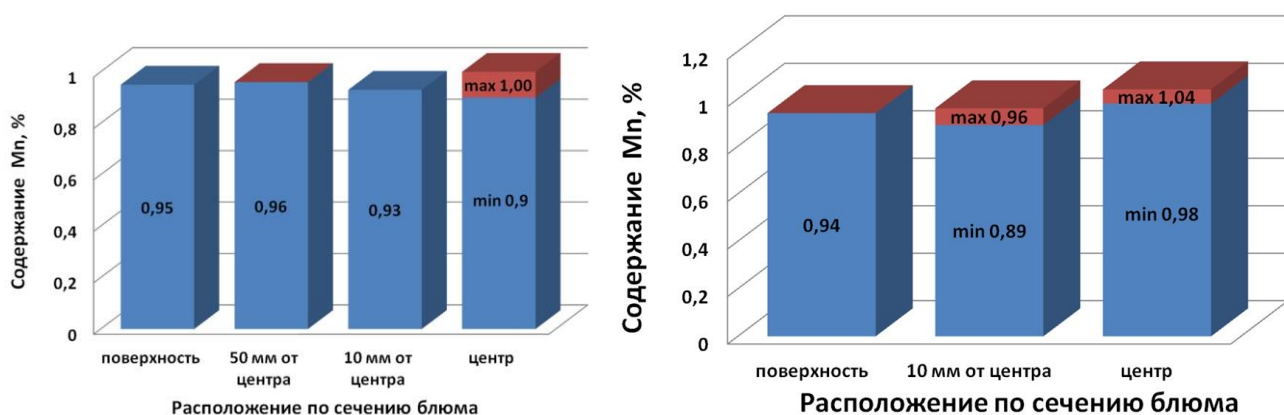


Рисунок 4.8 – Ликвация марганца вдоль оси сляба

Основным ликвирующим элементом во всех исследованных плавках является углерод. Так в осевой зоне темплета НЛЗ содержание углерода может изменяться в пределах от 0,64% до 0,97%. Еще выше максимальное содержание углерода отмечено в непосредственной близости к трещине (темная область) – 1,10%. Столь высокое содержание углерода должно приводить к выделению вторичного цементита и, как следствие, к повышению хрупкости металла. Также можно отметить незначительную ликвацию кремния и марганца в осевой зоне всех исследуемых заготовок [91].

Просматривается определенная связь качества микроструктуры заготовок и химической неоднородности. Чем в осевой зоне темплета ликвация выражена сильнее, тем хуже качество микроструктуры.

Совместное влияние ликвирующих элементов в осевой зоне приводит к структурной неоднородности в заготовке.

В однородных областях микроструктура представляет собой пластинчатый перлит, строение которого разрешается методом световой микроскопии, в областях с обнаруженной

структурной неоднородностью «светлые» области - сорбит, а «темные» - пластинчатый перлит (рисунки 4.9, 4.10).

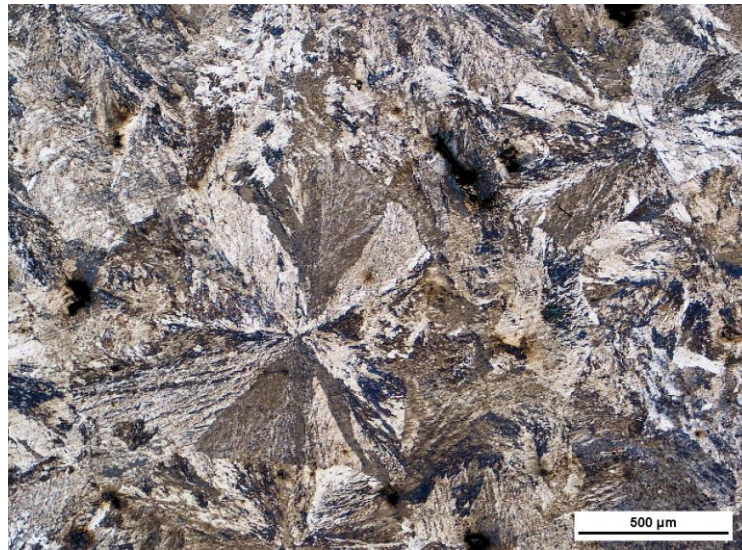


Рисунок 4.9 – Микроструктура перлита в осевой зоне НЛЗ

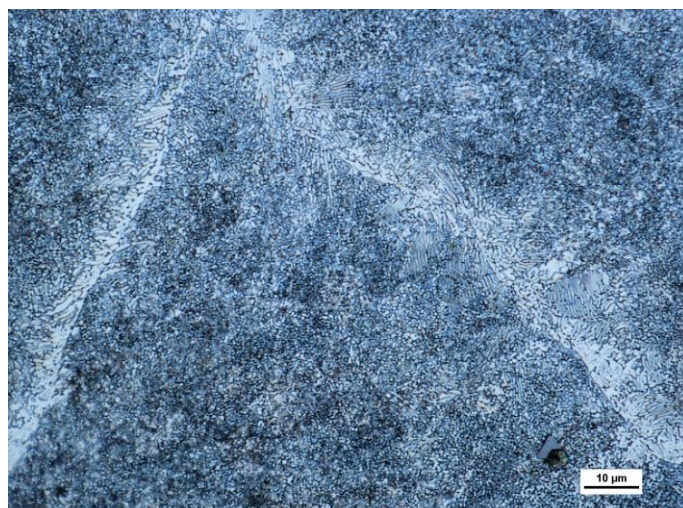
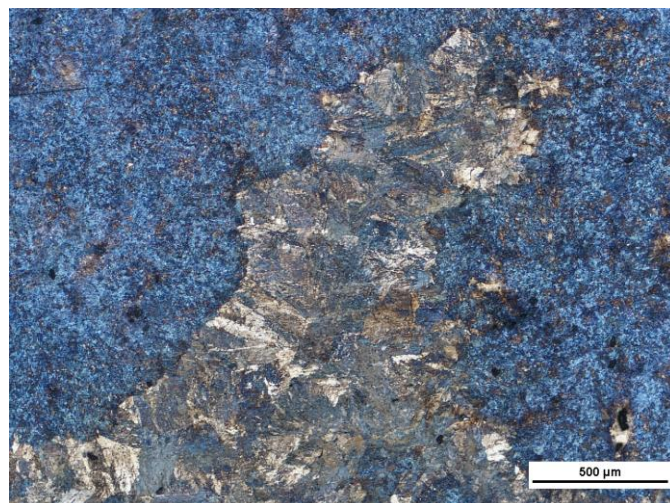


Рисунок 4.10 – Микроструктура пластинчатого перлита и сорбита в осевой зоне НЛЗ

Таким образом, наличие структурной неоднородности свидетельствует о химической неоднородности, которая может, в свою очередь, приводить к образованию мартенситно-бейнитной структуры, недопустимой в головке рельса и являющейся одной из основных причин отбраковки готового проката.

В осевой области НЛЗ выявлены следующие характерные дефекты: междендритные поры, частично заполненные неметаллической фазой, микротрещины и неметаллические включения.

В НЛЗ даже при допустимом требованиях уровне дефектов макроструктуры (2 балла) возникают ликвационные неоднородности, приводящие к структурной неоднородности в заготовке.

На рисунке 4.11 приведена панорама трещины в НЛЗ. Трещина распространяется по междендритным стыкам и в их продолжении имеет тонкие разветвления. Внутренняя полость трещины неокислена, неметаллической фазы в ней не выявлено. Подобный дефект может быть залечен при прокатке.

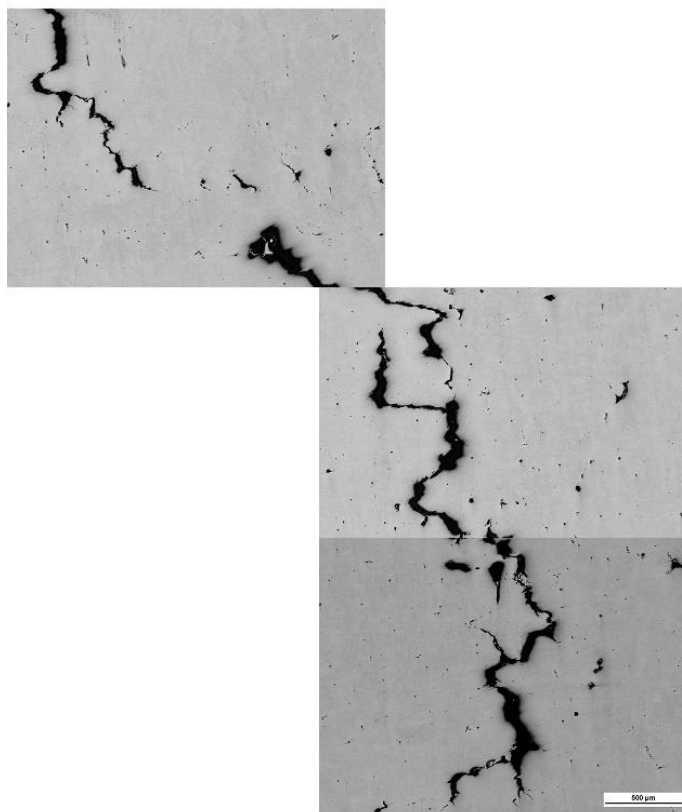


Рисунок 4.11 – Панорама трещины в НЛЗ

По берегам трещины присутствует область со сплошной грубой карбидной сеткой по границам бывших аустенитных зерен, размер которых достигает 250 мкм. Протяженность

области со сплошной карбидной сеткой более 1 см. Данная структура является следствием химической неоднородности (рисунок 4.12).

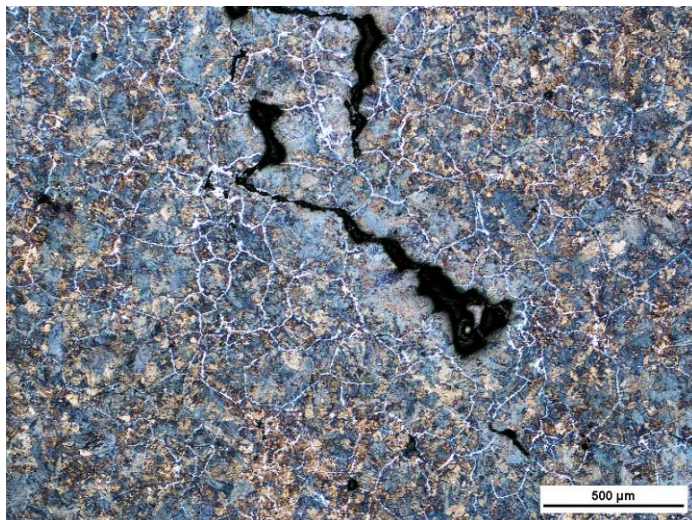


Рисунок 4.12 – Цементитная сетка в осевой зоне НЛЗ

На рисунке 4.13 приведена панорама трещины в НЛЗ, которая распространяется по междендритным стыкам. Внутренняя полость трещины частично заполнена неметаллической фазой. В области дефекта присутствуют грубые выделения вторичного цементита (рисунок 4.14), размер которых превышает 100 мкм.



Рисунок 4.13 – Трещина по междендритным порам в осевой зоне НЛЗ

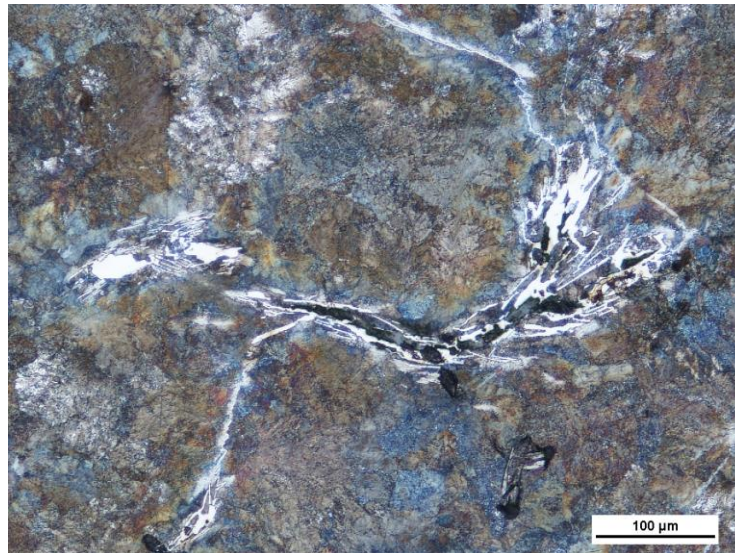


Рисунок 4.14 - Структурная неоднородность, цементитная сетка по границам бывшего аустенитного зерна в осевой зоне НЛЗ

4.2. Анализ наиболее значимых дефектов, оказывающих влияние на качество и отбраковку готовых рельсов из непрерывнолитой заготовки

Проведен анализ дефектов в забракованных рельсах из плавок текущего производства. В рельсах из НЛЗ выявляются два вида дефектов – микротрещины в шейке и мартенситно-бейнитные неоднородности в головке рельса.

Проведенные исследования микроструктуры поперечных шлифов рельса, вырезанных в соответствии со схемой, представленной на рисунке 2.3, установили, что в шлифах, вырезанных из подошвы рельса присутствует равноосный микроучасток размером 0,024 мм со структурной неоднородностью, а в центральной области подошвы рельса выявлено 6 равноосных участков со структурной неоднородностью размером до 0,06 мм.

В шейке рельса структурная неоднородность выявлена во всех шлифах. Дефекты вытянуты в осевом направлении, достигают протяженности ~2,6 мм и сосредоточены вдоль вертикальной оси симметрии рельса. В наибольшей степени поражен дефектами центр сечения рельса (60 микроучастков со структурной неоднородностью протяженностью до 1,26 мм и 10 микроучастков со структурной неоднородностью с протяженностью до 2,66 мм).

В головке рельса равноосные дефекты с мартенситно-бейнитной структурой размером до 0,014 мм присутствуют во всех шлифах, но в образцах, вырезанных по месту вертикальной оси симметрии рельса, число дефектов примерно вдвое выше. Дефекты отсутствуют на расстоянии менее 16 мм от поверхности катания и не менее 11 мм от края выкружки. В зоне термического влияния индукционного нагрева дефекты отсутствуют. Кроме того, выявлены

аналогичные дефекты, расположенные на глубине более 12,8-20 мм от поверхности катания и более 12,8-19,6 мм от боковой поверхности выкружки и далее в центральную часть головки.

Наиболее вероятные места локализации участков структурной неоднородности с мартенситно-бейнитной структурой заштрихованы на рисунке 4.15. В головке рельса они расположены вдоль осевой линии рельса на расстоянии от поверхности катания более 15 мм и более 12 мм от боковой поверхности выкружки головки.

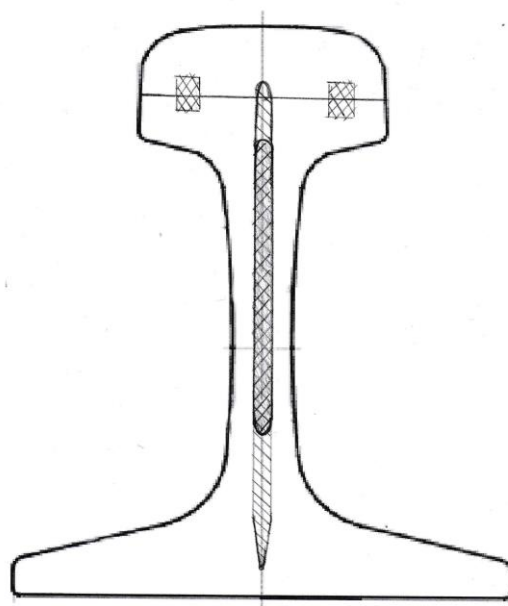


Рисунок 4.15 – Наиболее вероятные места локализации участков структурной неоднородности с мартенситно-бейнитной структурой

Трещина по мартенситно-бейнитной структурной неоднородности.

Дефект не имеет выхода на поверхность проката, как правило, расположен в шейке рельса по осевой линии, чаще со стороны, прилегающей к головке. Его протяженность обычно не превышает 10-30 мкм, а толщина менее 1 мкм, что затрудняет выявление подобных дефектов методами УЗК. Зарождение данного дефекта происходит на участках мартенситно-бейнитной неоднородности. В соответствии с ГОСТ 51685 в рельсах недопустимы трещины. В процессе эксплуатации данные дефекты при их распространении могут привести к разрушению рельса. Типичный вид трещины по мартенситно-бейнитной структуре приведен на рисунке 4.16. Данный дефект не сопровождается загрязненностью неметаллическими включениями. Трещина распространяется преимущественно по транскристаллическому механизму, обезуглероживание в области дефектов отсутствует.

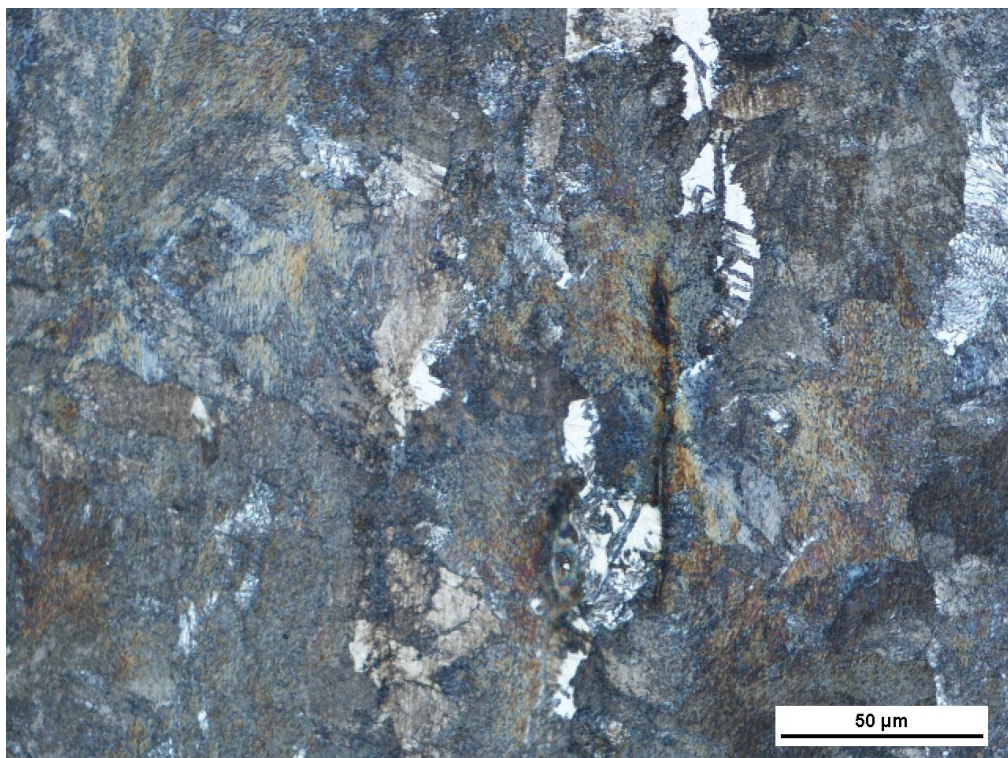


Рисунок 4.16 – Микротрещины по мартенситно-бейнитной структурной неоднородности в шейке рельса в осевой зоне со стороны головки

Возникновение данного дефекта обусловлено ликвационными процессами в НЛЗ и, как правило, сопровождается множественными и протяженными (более 1 мм) областями мартенситно-бейнитной структуры в шейке рельса, а также отдельными участками данной структурной неоднородности в головке и подошве рельса. Помимо мартенситно-бейнитной неоднородности данные дефекты могут сопровождаться локальной неоднородностью по углероду. Характерный вид данного дефекта, выявленный в шейке рельса, приведен на рисунках 4.17-4.19.

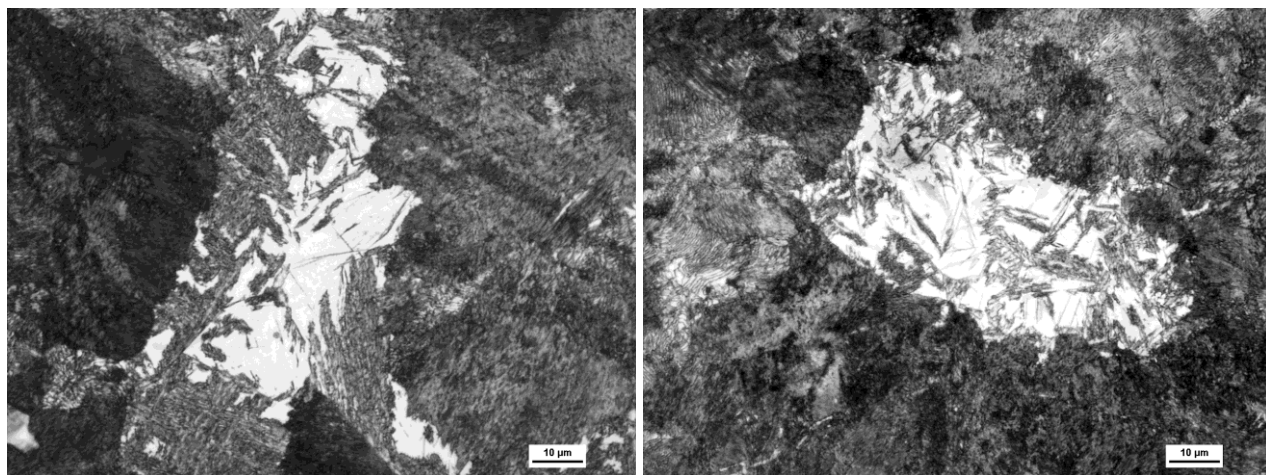


Рисунок 4.17 – Мартенситно-бейнитная неоднородность в головке рельса в осевой зоне

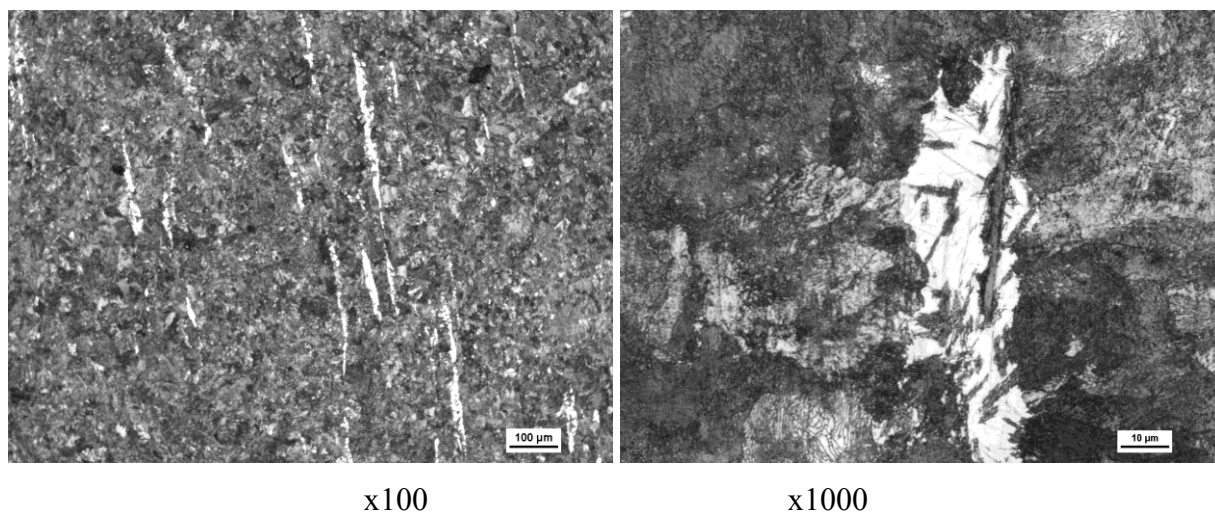


Рисунок 4.18 – Мартенситно-бейнитная неоднородность в шейке рельса в осевой зоне

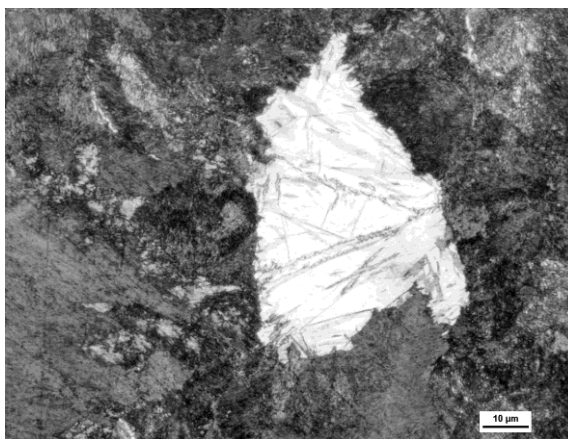


Рисунок 4.19 – Мартенситно-бейнитная неоднородность в подошве рельса в осевой зоне со стороны шейки

Мартенситно-бейнитная структурная неоднородность.

В соответствии ГОСТ 51685 мартенситно-бейнитная структура в металле головки рельса недопустима, поскольку данная структура обладает пониженной трещиностойкостью. Данные дефекты, как правило, имеют малую протяженность 10-30 мкм, что затрудняет их обнаружение. В головке рельса области с мартенситно-бейнитной структурой преимущественно имеют равноосную форму, что делает их с точки зрения трещиностойкости менее опасными. Располагаются данные дефекты чаще на глубине более 15 мм от поверхности катания. Можно отметить преобладание именно бейнитной, а не мартенситной неоднородности в головке рельсов. Наличие дефектов мартенситно-бейнитной неоднородности в головке рельса, как правило, наблюдается в тех случаях, когда выявляется резко выраженная ликвация в осевой зоне шейки. В головке рельса строение мартенсита дисперсное размер игл мартенсита обычно

менее 5 мкм. Характерный вид данного дефекта приведен на рисунках 4.20-4.26. Данный дефект обусловлен ликвацией, наследуется от НЛЗ.

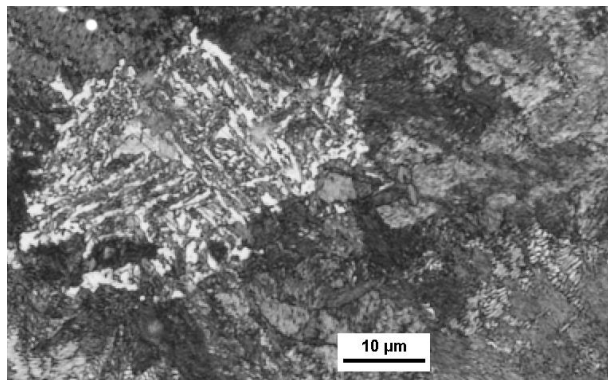


Рисунок 4.20 – Мартенситно-бейнитная неоднородность в головке рельса

Участки с бейнитно-мартенситной структурой в шейке рельса имеют большую протяженность, примерно 250 мкм, вытянуты вдоль вертикальной оси рельса, локализованы в осевой области.

Дефекты в головке рельса имеют меньший размер, локализованы в осевой зоне в продолжение дефектов в шейке, а также примерно симметрично относительно вертикальной оси рельса. Данные неоднородности могут образовывать скопления дефектов протяженностью более 1 мм (рисунок 4.21).

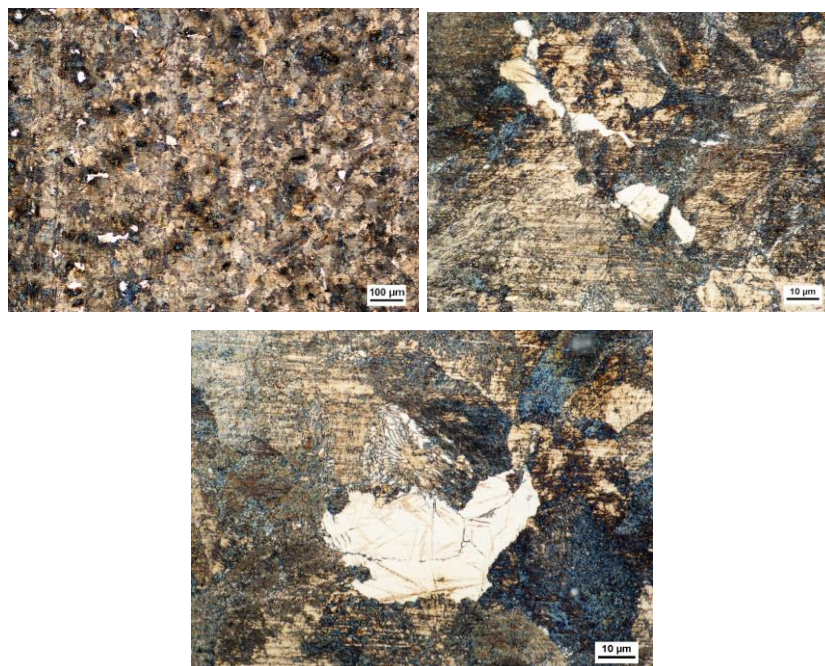


Рисунок 4.21 – Скопление микрообластей с бейнитно-мартенситной неоднородностью (микрошлиф из головки на глубине 15 мм от поверхности катания и 30 мм от боковой выкружки)

Рядом с областями с мартенситно-бейнитной структурой встречаются области локального обезуглероживания размером до 40 мкм (рисунок 4.22).



Рисунок 4.22 – Локальное обезуглероживание вблизи дефекта с бейнитно-мартенситной неоднородностью в металле головки рельса

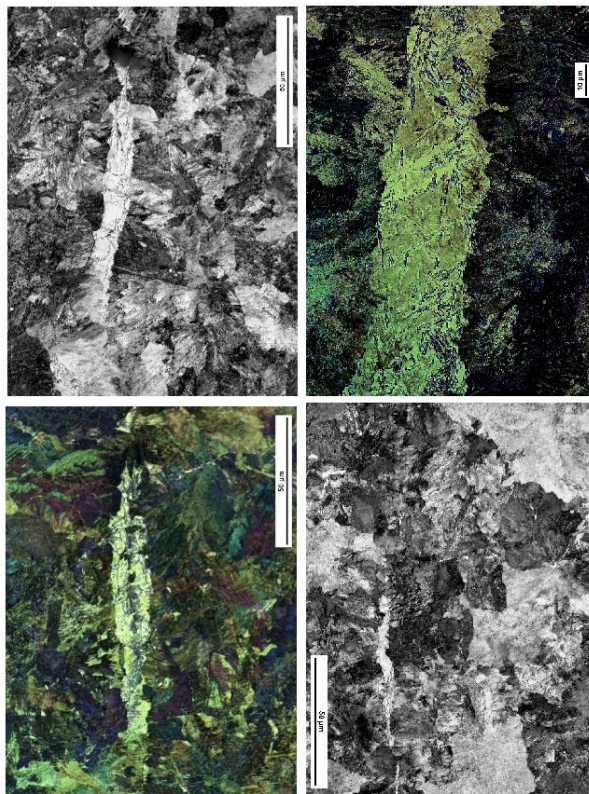


Рисунок 4.23 –Участки структурной неоднородности в области перехода головки рельса в шейку

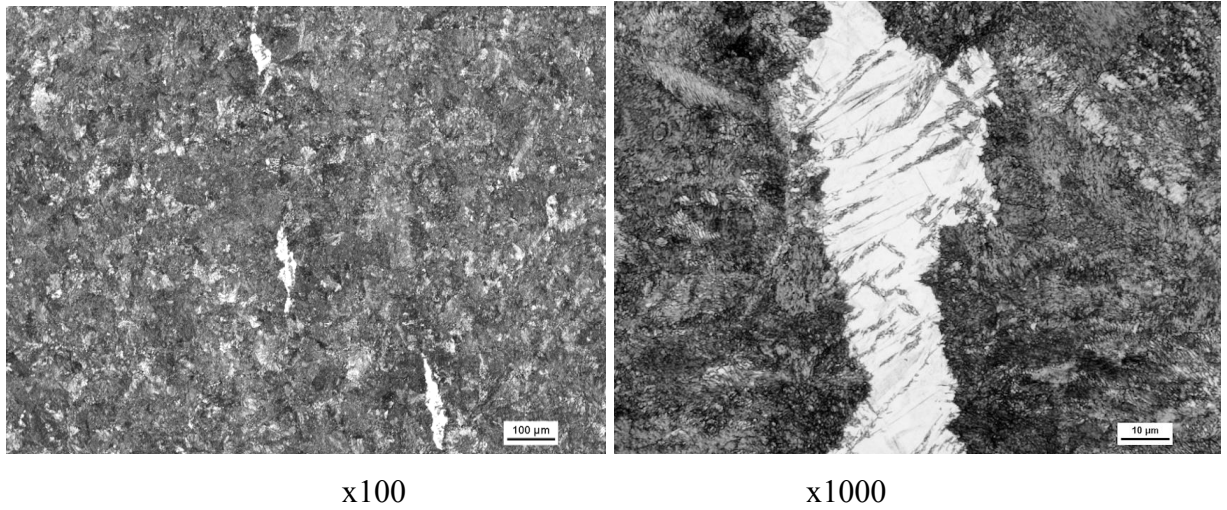


Рисунок 4.24 – Мартенситно-бейнитная неоднородность в шейке рельса в осевой зоне со стороны головки

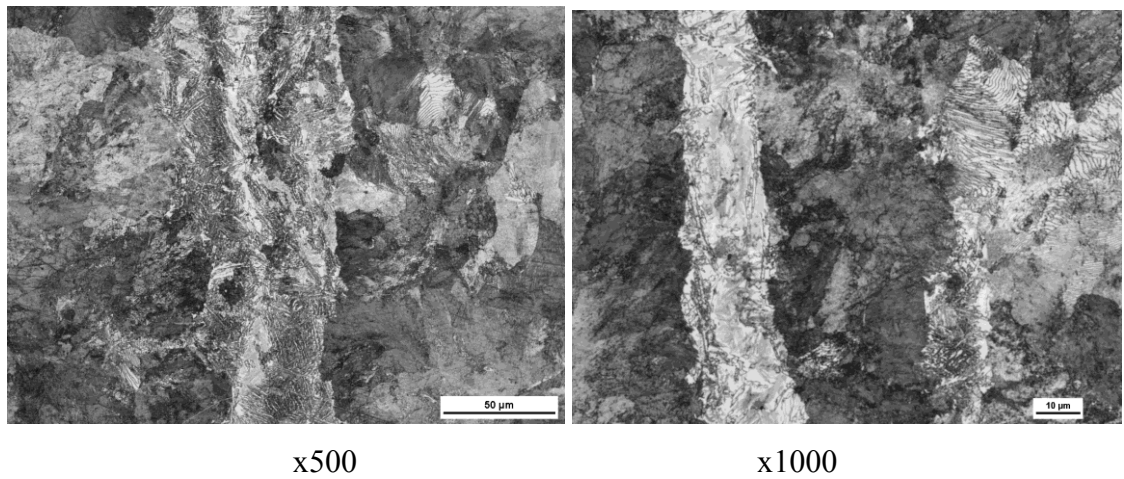


Рисунок 4.25 – Мартенситно-бейнитная неоднородность в шейке рельса в осевой зоне

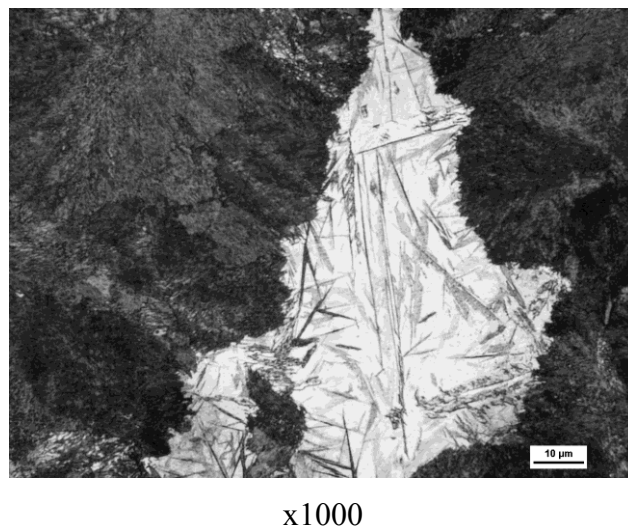


Рисунок 4.26 – Мартенситно-бейнитная неоднородность в подошве рельса в осевой зоне со стороны шейки

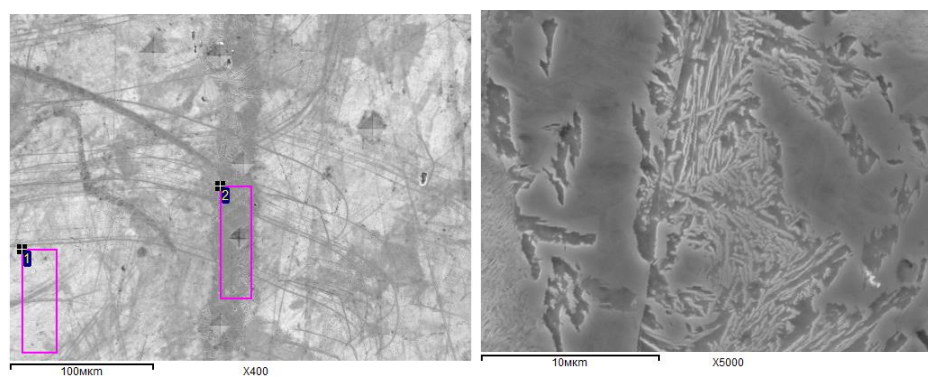
Исследование методом растровой электронной микроскопии ликвации по месту дефектов с мартенситно-бейнитной структурой.

На основании исследований макро- и микроструктуры, а также замеров микротвердости был сделан вывод о единой природе участков с мартенситно-бейнитной структурой в различных сечениях рельса, обусловленных структурной неоднородностью.

Электронномикроскопические исследования позволяют более точно идентифицировать структурное состояние в области дефектов и провести сравнительный рентгеноспектральный анализ химического состава металла в микрообъемах по месту дефектов и вне их [119-121].

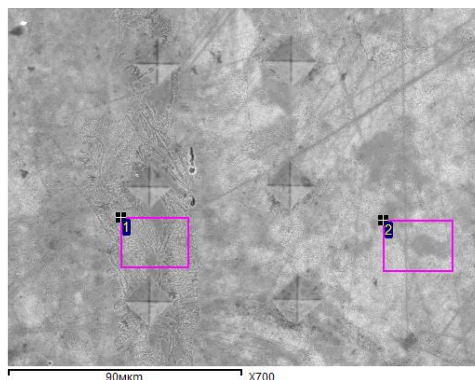
Для статистики исследован состав микрообластей с бейнитно-мартенситной структурой и прилегающих к ним участков с перлитной структурой в металле разных плавов в области головки и шейки рельсов.

Результаты исследований приведены на рисунках 4.27-4.30.



Спектр	Si	S	V	Mn	Fe
1 основа	0.53	0.08	0.12	0.91	основа
2 дефект	0.70	0.00	0.35	1.74	основа

Рисунок 4.27 – Микрорентгеноспектральный анализ металла рельса в области перехода головки в шейку, повышенное содержание Si – 0,70%, V – 0,35%, Mn – 1,74%



Спектр	Si	S	V	Mn	Fe
1 дефект	0.61	0.07	0.19	1.46	основа
2 основа	0.52	0.00	0.00	1.06	основа

Рисунок 4.28 – Микрорентгеноспектральный анализ металла рельса в области перехода головки в шейку, повышенное содержание Si – 0,61%, V – 0,19%, Mn – 1,46 %

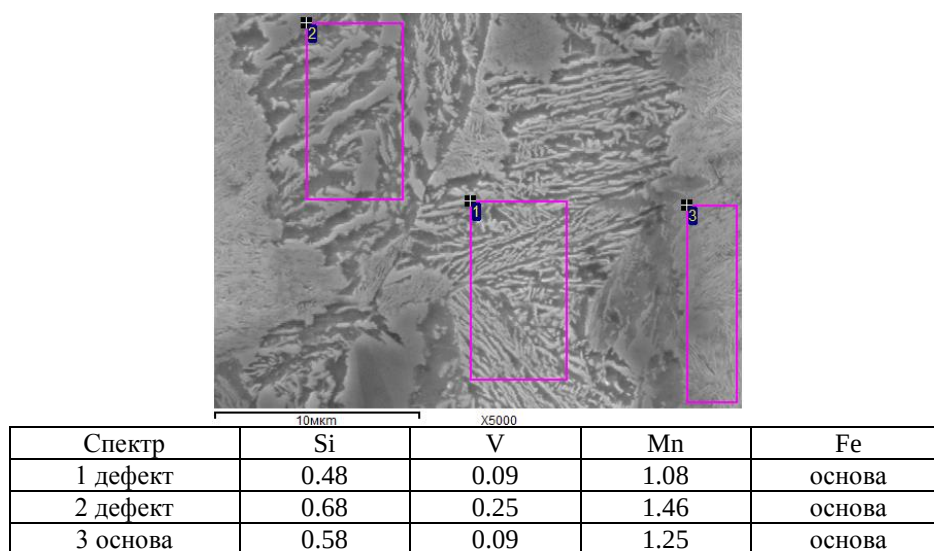


Рисунок 4.29 – Микрорентгеноспектральный анализ металла рельса в области перехода головки в шейку, повышенное содержание Si – 0,68%, V – 0,25%, Mn – 1,46%

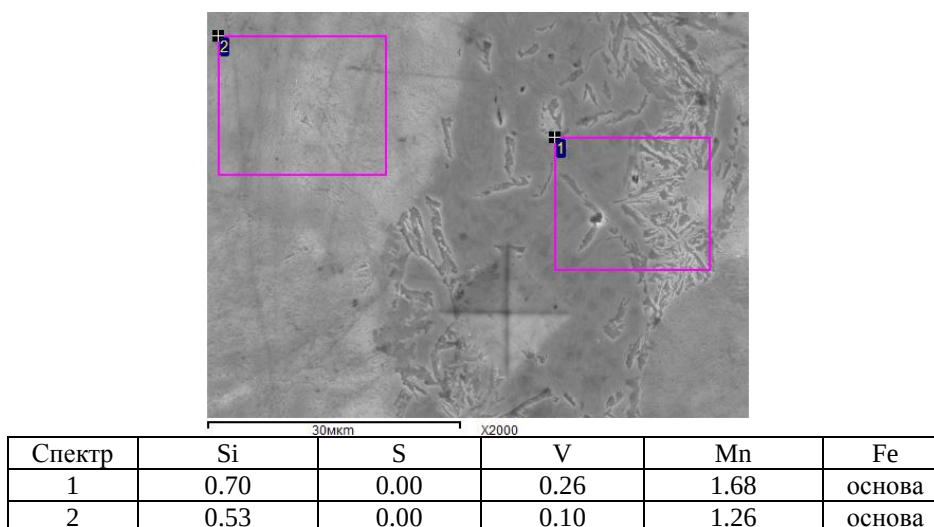
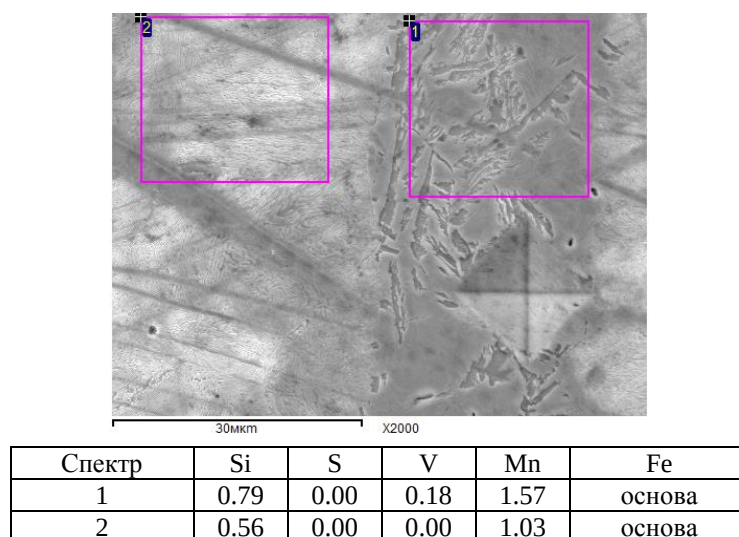


Рисунок 4.30 – Микрорентгеноспектральный анализ металла рельса в области перехода головки в шейку, повышенное содержание Si – 0,79%, V – 0,26%, Mn – 1,68%

Сравнительно крупные размеры дефекта в металле рельса в области перехода головки в шейку позволяют достаточно точно оценить степень ликвации элементов в области структурной неоднородности.

В области дефекта, представленного на рисунке 4.27, отмечено повышенное содержание кремния 0,70%, марганца 1,74% и ванадия 0,35%.

В области дефекта, представленного на рисунке 4.28, отмечено повышенное содержание кремния 0,61%, марганца 1,46% и ванадия 0,19%. В области дефекта, представленного на рисунке 4.29, отмечено повышенное содержание кремния 0,48-0,68%, марганца 1,08-1,46% и ванадия 0,09-0,25%.

В области дефекта, представленного на рисунке 4.30, отмечено повышенное содержание кремния 0,70%, марганца 1,68% и ванадия 0,36%.

Следует отметить, что в непосредственной близости к дефекту, в области перлитной структуры, содержание кремния и марганца практически соответствует среднеплавочному составу.

На рисунке 4.31 представлены гистограммы распределения основных легирующих элементов (Si, Mn, V) [122] в области мартенситно-бейнитной неоднородности, обнаруженных в поперечном сечении рельсов.

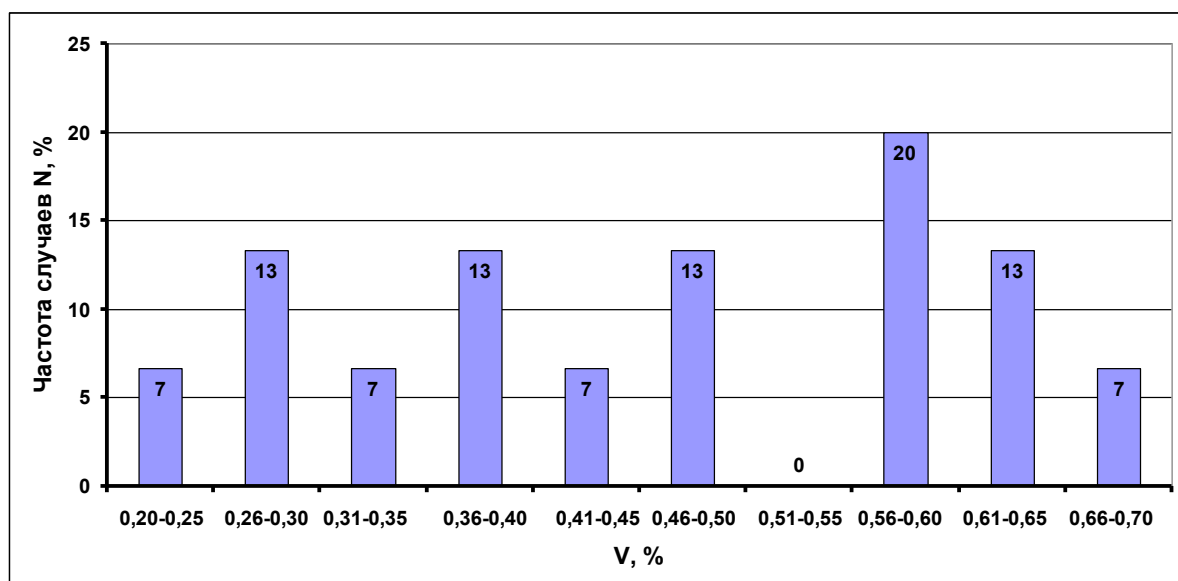
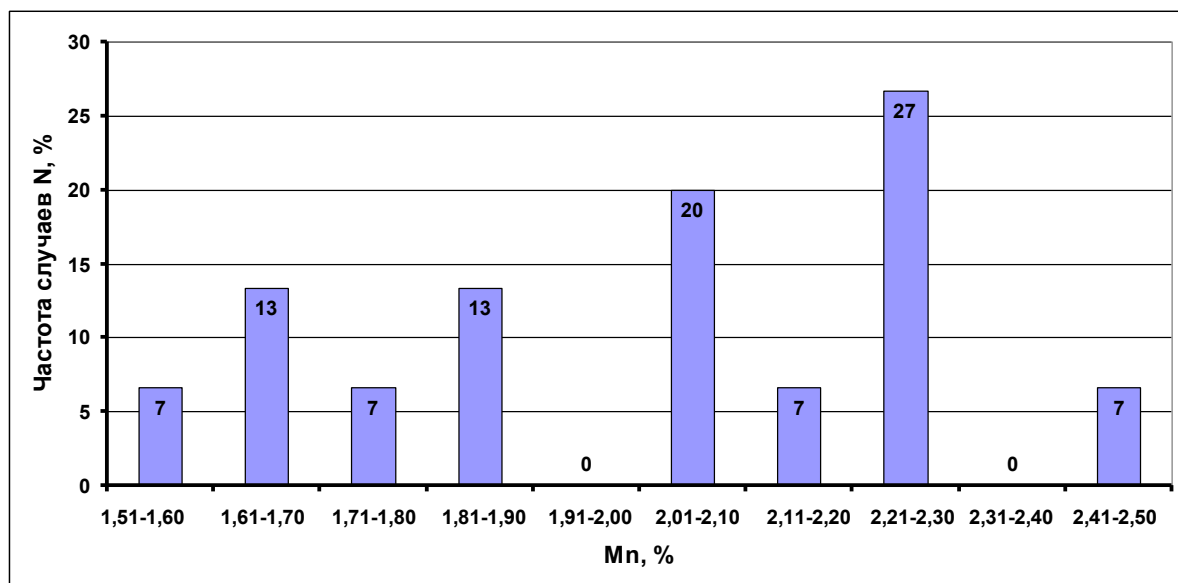
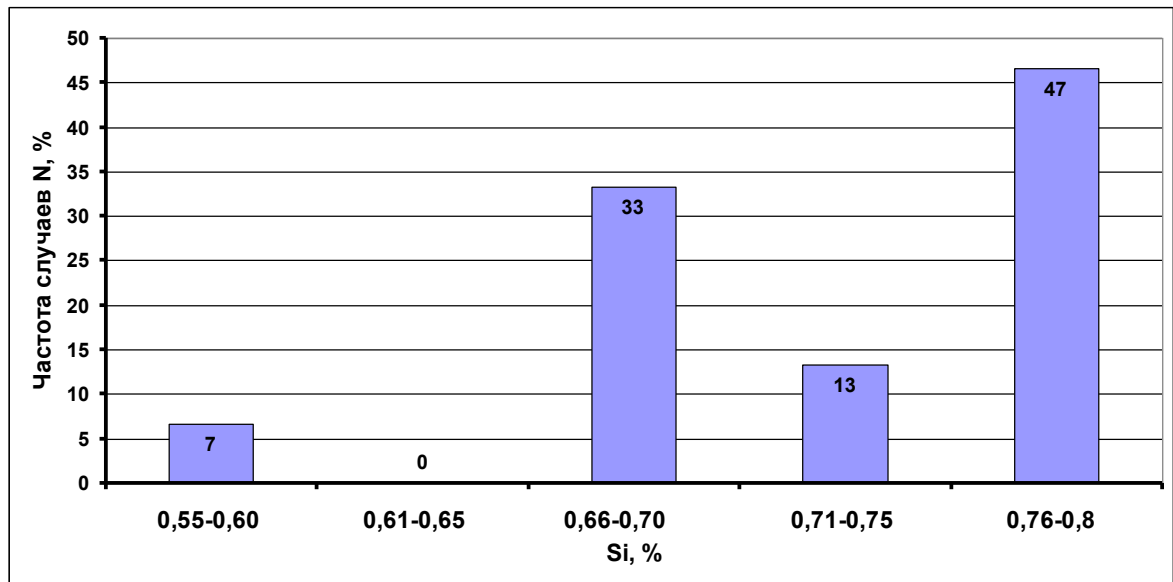


Рисунок 4.31 – Гистограммы распределения основных легирующих элементов в зоне мартенситно-бейнитной неоднородности рельсовой стали

Из вышеизложенного можно заключить, что основной причиной образования подобных дефектов в рельсах является повышенное содержание основных легирующих элементов и, как было показано ранее, углерода, наследуемое из ликвационных неоднородностей НЛЗ.

Фрактографические исследования.

Разрушение головки рельса происходит по хрупкому транскристаллическому механизму. Фасетки достаточно крупные, средним размером 80-150 мкм, с развитым ручьистым микрорельефом, что характерно для перлитной структуры рельсовой стали. По месту дефектов с мартенситно-бейнитной структурой присутствуют фрагменты межзеренного разрушения с множественными вторичными трещинами [123]. Данное строение излома характеризуется низкой энергоемкостью, и, следовательно, присутствие мартенситно-бейнитной структуры в головке рельса повышает риск преждевременного хрупкого разрушения. Результаты исследований приведены на рисунках 4.32-4.34.

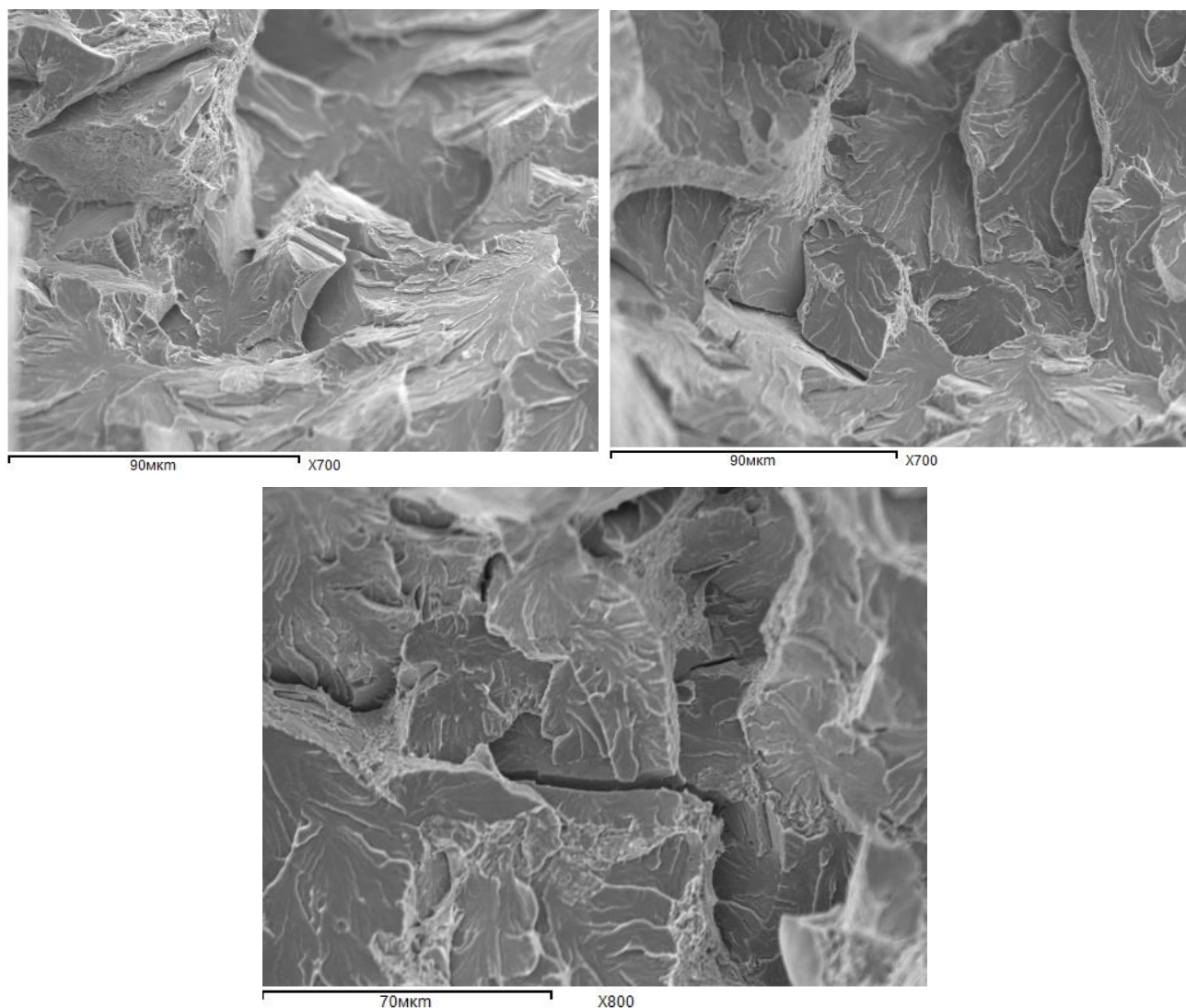


Рисунок 4.32 – Межзеренное разрушение в изломе металла головки рельсов по месту дефектов с мартенситно-бейнитной структурой

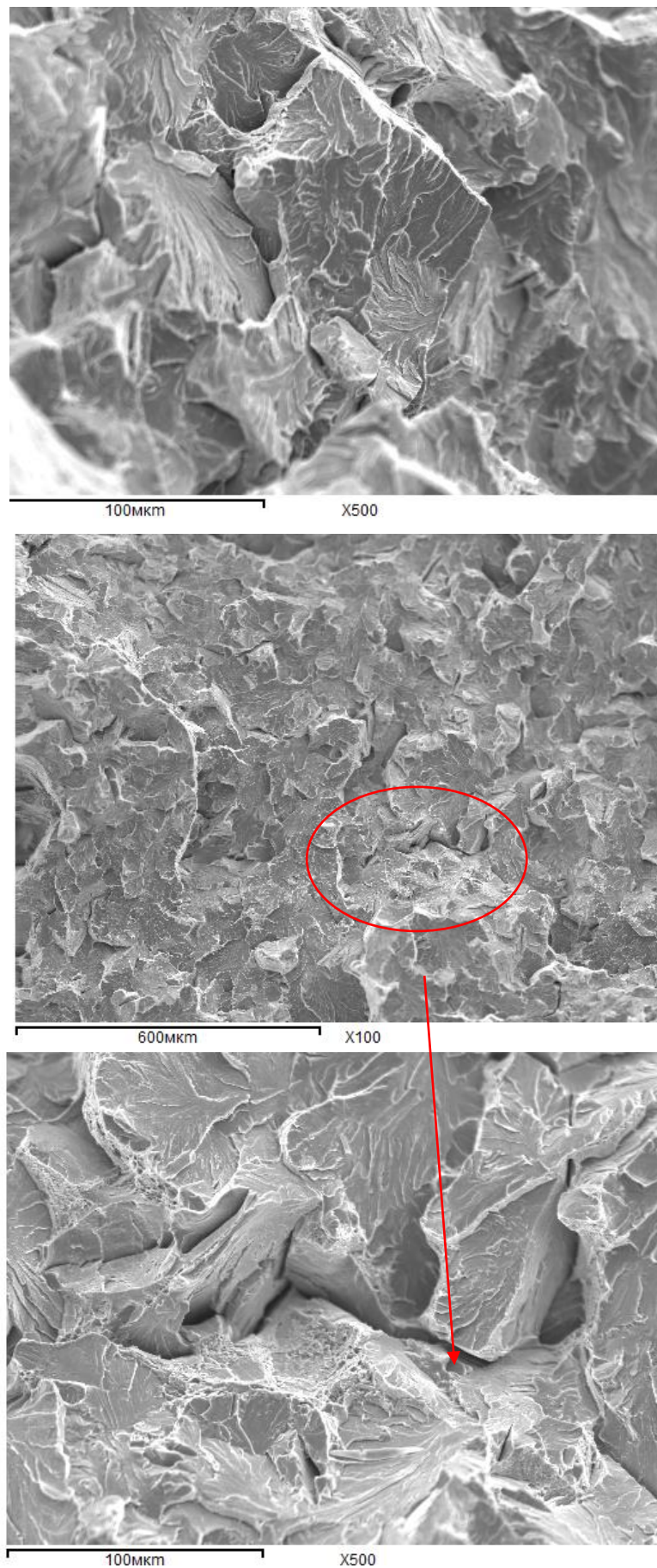


Рисунок 4.33 – Множественные вторичные трещины и межзернное в изломе металла головки рельсов по месту дефектов с мартенситно-бейнитной структурой

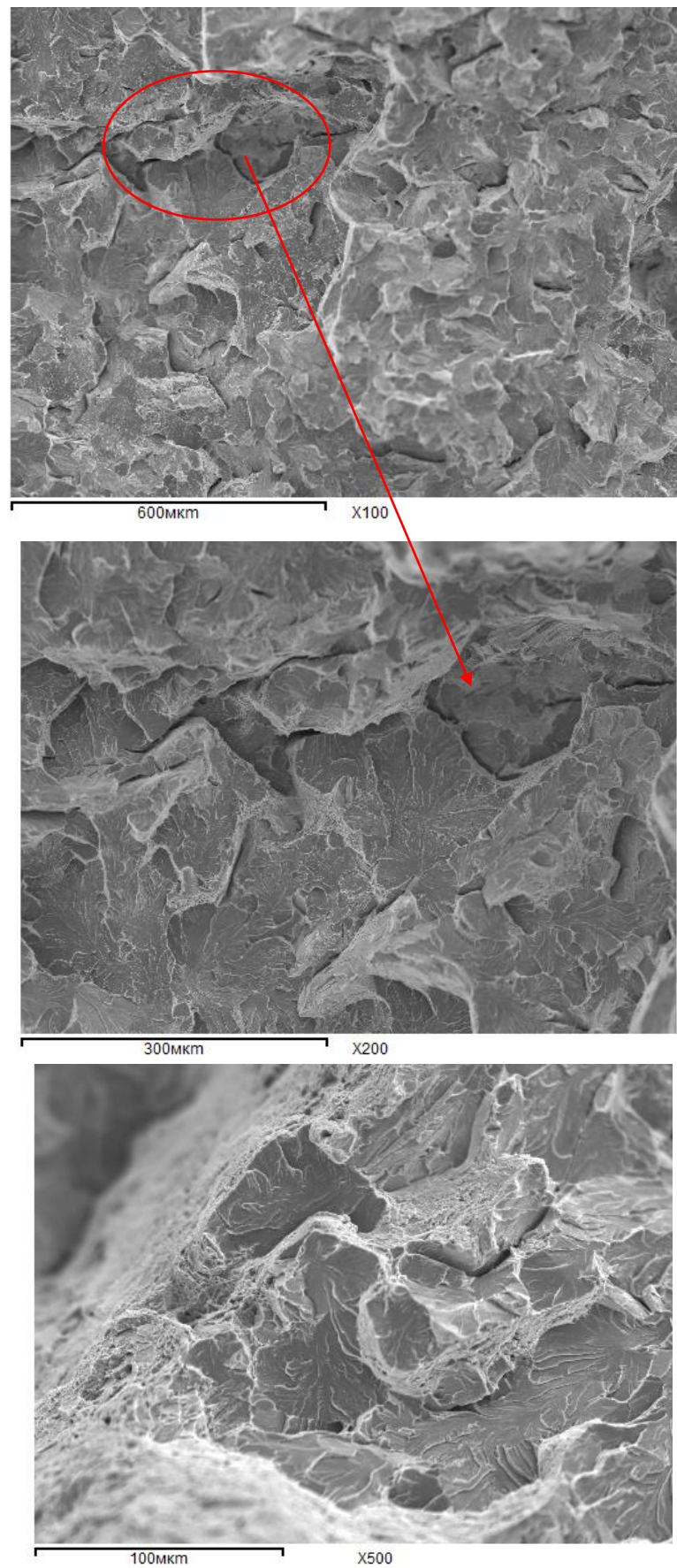


Рисунок 4.34 – Транскристаллический механизм разрушения с фрагментами межзеренного разрушения в изломе металла головки рельсов по месту дефектов с мартенситно-бейнитной структурой

Исследования по определению температуры самоотпуска шейки рельсов.

Проведена оценка уровня свойств мартенситно-бейнитной структуры.

Были отобраны поперечные шлифы металла шейки с наиболее грубой мартенситной структурой и максимальной объемной долей структурной неоднородности (рисунок 4.35).

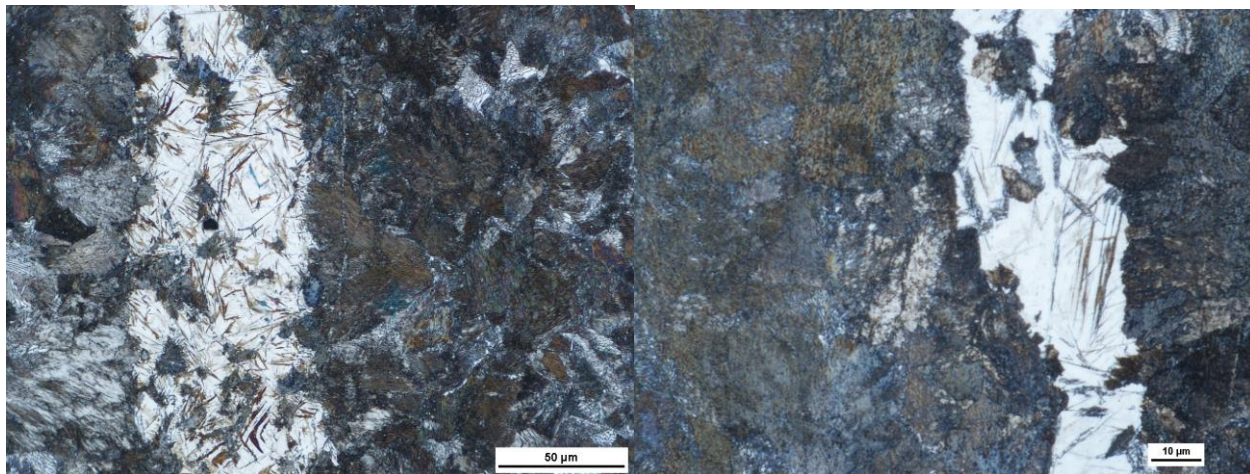


Рисунок 4.35 – Грубый мартенсит в шейке рельса

Типичный вид отпечатков пирамидки в области мартенситной неоднородности и прилегающей к ней перлитной структуре приведен на рисунках 4.36 [48].

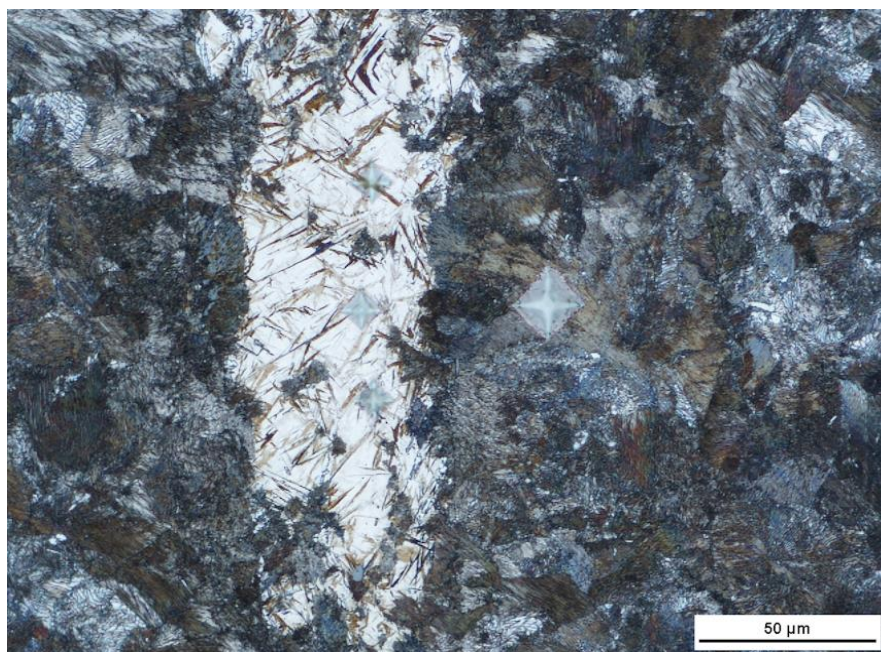


Рисунок 4.36 – Замер микротвердости в шейки рельса

В лабораторных условиях проведена закалка рельсовой стали с температуры 850⁰С, 30 мин. в масло для получения структуры свежезакаленного мартенсита и замерена его твердость по Роквеллу - 66 HRC (рисунок 4.37) [124, 125].

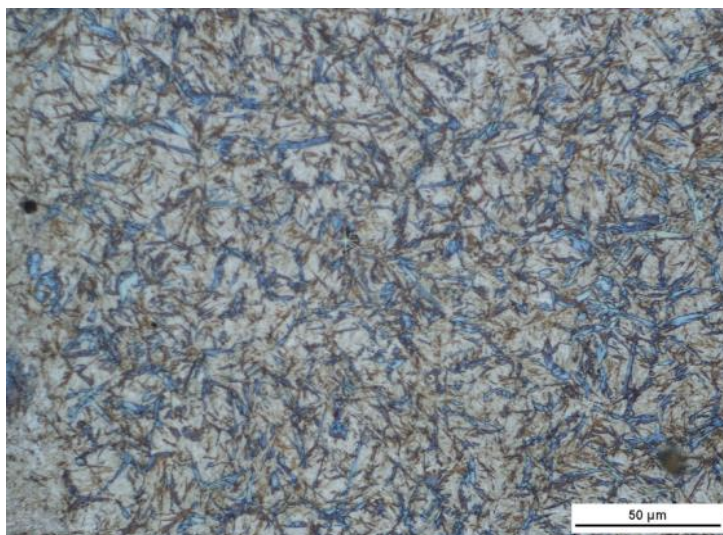


Рисунок 4.37 – Микроструктура свежезакаленного мартенсита

Далее проведена серия отпусков с интервалом 100°C с замером твердости, результаты представлены на рисунке 4.38. Как видно из полученных данных температура самоотпуска составляет $220 \pm 10^{\circ}\text{C}$.

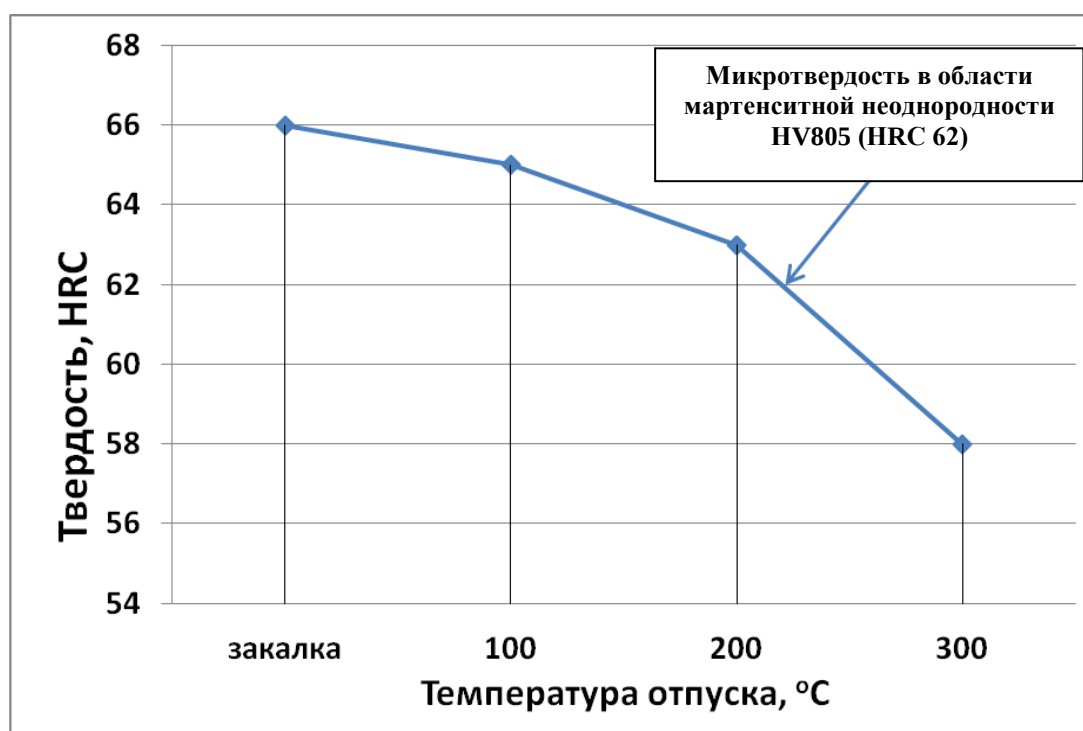


Рисунок 4.38 – Влияние температуры отпуска на твердость рельсовой стали

Для подтверждения полученных результатов были проведены рентгеноструктурные исследования металла шейки рельсов в области мартенситно-бейнитной неоднородности.

Металл образца, вырезанного из шейки рельса по месту отсутствия мартенситно-бейнитной неоднородности характеризуется малой шириной рентгеновской линии $-(0,62^{\circ}2\theta)$

рисунок 4.39, а, а в области, содержащей мартенситно-бейнитную неоднородность, ширина рентгеновской линии возрастает, рисунок 4.39, б [48].

После закалки на мартенсит ширина рентгеновской дифракционной линии достигает максимального значения - $1,51^\circ 2\theta$, рисунок 4.39, в.

Низкий отпуск мартенсита приводит к уменьшению ширины рентгеновской линии (211), рисунок 4.39 [48].

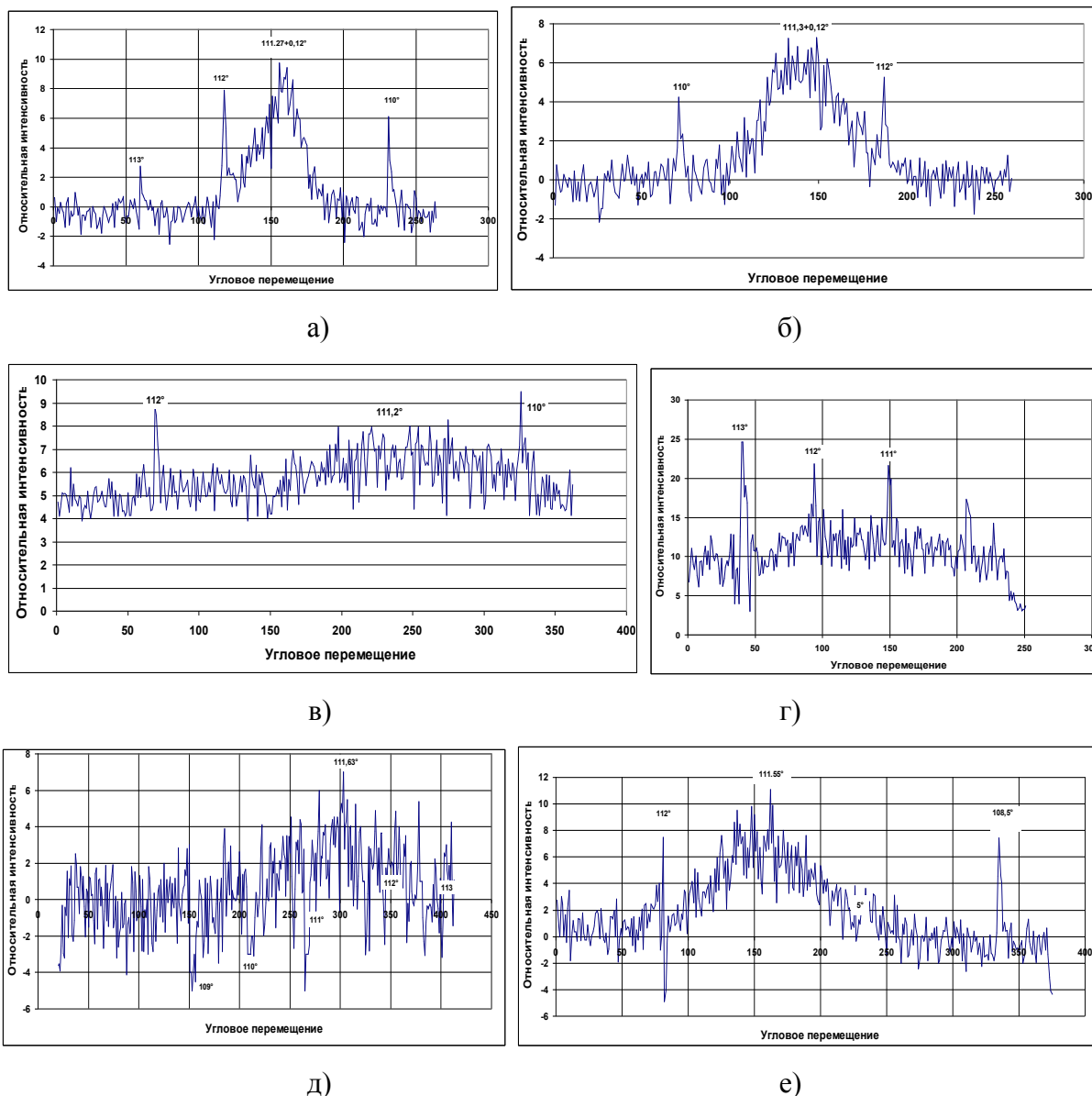


Рисунок 4.39 – Дифракционная линия (211), а – полученная от поверхности, не содержащей мартенсита; б – полученная от поверхности, содержащей мартенсит и перлит; в – свежезакаленного мартенсита; г – от поверхности, содержащей мартенсит после отпуска при 100°C ; д – полученная от поверхности, содержащей мартенсит после отпуска при 200°C ; е – полученная от поверхности, содержащей мартенсит после отпуска при 300°C

Результаты исследований приведены в таблице 4.2.

Таблица 4.2 - Параметры структуры, полученные при рентгеноструктурном анализе

Состояние	Дифракционный угол для max (211), $2\theta^\circ$	Полуширина дифракционной линии $B_{(211)}$, 10^{-3}
Состояние поставки вне дефекта	112,17	5.22
Состояние поставки в области мартенситно-бейнитной неоднородности	112,43	8,15
Закалка на мартенсит	112,17	11.8
Закалка +отпуск 100°C	112,56	10,8
Закалка+отпуск 200°C	112,56	10,2
Закалка+отпуск 300°C	112,56	8,1

Как следует из металлографического анализа, при используемых методах получения рельсов возникает неоднородная структура, содержащая в своём составе перлит (феррит+карбиды) и мартенсит, что связано с характерным для такого процесса образованием неоднородного твёрдого раствора.

Известно, что концентрация углерода и атомов примеси в центральной части рельса оказывается выше среднего. В частности, из-за повышенного содержания углерода в аустените при используемых скоростях охлаждения превращение аустенита происходит с образованием мартенсита (бейнита). Рентгенографически это проявляется в значительном повышении ширины рентгеновской дифракционной линии (211) [48].

Зависимость полуширины дифракционной линии (211) от температуры отпуска, приведенная на рисунке 4.40 подтверждает зависимость изменения микротвердости [48].

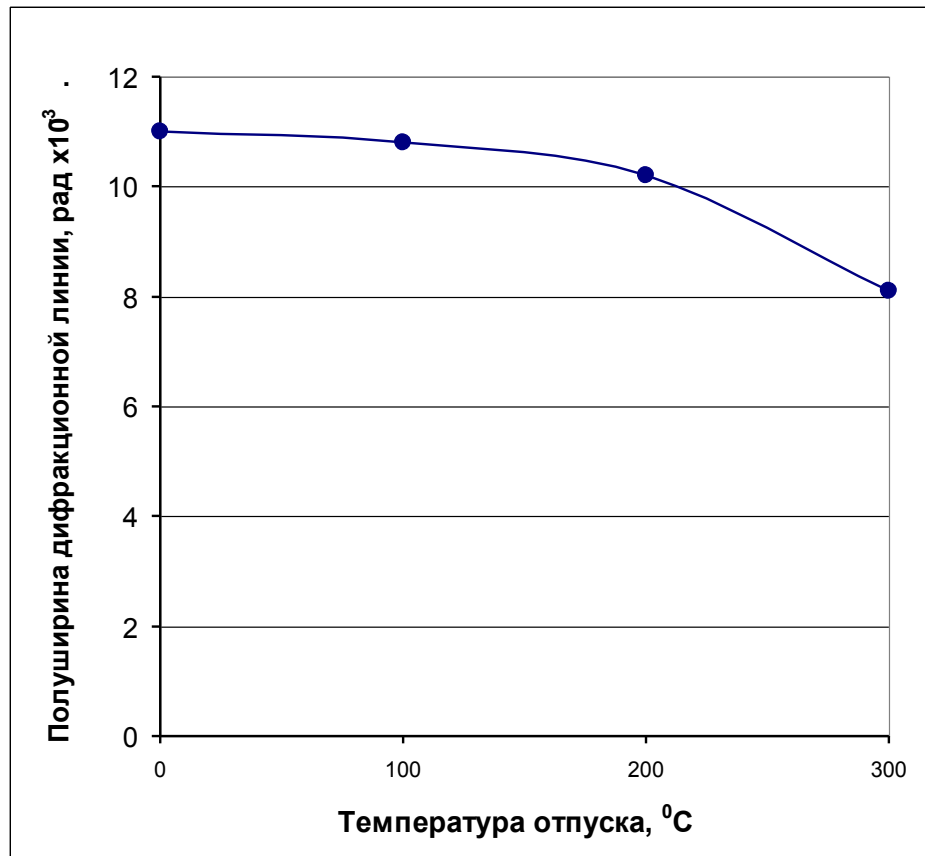


Рисунок 4.40 - Зависимость полуширины дифракционной линии (211) от температуры отпуска

Таким образом методом физического моделирования установлена температура самоотпуска металла шейки дифференцированно-закаленного рельса, которая составляет 220 ± 10 °C.

Как было показано в предыдущей главе столь низкая температура отпуска для структуры закаленного высокоуглеродистого мартенсита недостаточна для протекания релаксации остаточных микронапряжений и устранению склонности металла к ЗХР. В связи с этим можно полагать, что в случае образования при охлаждении шейки рельса участков с мартенситной структурой возможно развитие этого вида разрушения, что отражают микротрещины, наблюдаемые в области мартенситно-бейнитных неоднородностей (рисунок 4.17).

На основании проведенных исследований выданы рекомендации по снижению скорости охлаждения шейки дифференцированно-закаленных рельсов с целью повышения температуры самоотпуска и более полного протекания релаксационных процессов. Повышение температуры самоотпуска должно способствовать уменьшению риска образования микротрещин замедленного разрушения в области мартенситно-бейнитных неоднородностей и повышению эксплуатационной надежности рельсов.

1. Химическим спектральным анализом установлена ликвация основных элементов (углерода, кремния, марганца и ванадия) по сечению НЛЗ рельсовой стали. Наиболее существенная ликвация отмечена в НЛЗ по углероду. Углерод оказывает наиболее сильное влияние на склонность к образованию бейнита и мартенсита в рельсовом прокате.

2. Параметры макроструктуры НЛЗ исследованных плавок рельсовой стали коррелируют с выявленной ликвацией основных легирующих элементов.

3. В ходе исследования микроструктуры в осевой зоне НЛЗ выявлены области различной травимости: темные соответствуют структуре пластинчатого перлита, а более светлые - сорбиту. Показано, что мартенситно-бейнитные участки структуры в рельсах обусловлены неоднородностью химического состава, наследуемой при прокатке НЛЗ.

4. В осевой зоне НЛЗ присутствуют междендритные трещины протяженностью более 1 см. Трещины локализованы в областях повышенной концентрации углерода (размером ≥ 12 мм). В микроструктуре металла по берегам трещин присутствует сплошная сетка грубого цементита и выделения свободного цементита размером более 100 мкм.

5. При рельсовом переделе непрерывнолитой заготовки наиболее вероятные места локализации участков структурной неоднородности с мартенситно-бейнитной структурой в головке рельса расположены вдоль осевой линии рельса на расстоянии более 15 мм от поверхности катания и более 12 мм от боковой поверхности выкружки головки. Мартенситно-бейнитная неоднородность в шейке рельса расположена в вертикальной плоскости в центральной области с частичным появлением в зоне перехода в головку и подошву.

6. В изломе образцов, разрушенных по дефектам мартенситно-бейнитной неоднородности выявлено распространение трещины частично по межзеренному механизму с множественными вторичными трещинами.

7. Проведены металлографические и рентгеноструктурные исследования по определению температуры самоотпуска шейки рельсов. Установлено, что температура самоотпуска металла шейки рельса составляет 220 ± 10 °С, что недостаточно для протекания релаксационных процессов и предотвращения ЗХР.

Глава 5. Совершенствование сквозной технологии производства непрерывнолитой заготовки и рельсов

В Главе 4 показано, что по сечению НЛЗ рельсовой стали наблюдается ликвация основных легирующих элементов, а именно углерода, кремния, марганца и ванадия, при этом влияние углерода на склонность к образованию структурной неоднородности в рельсовом прокате выражено наиболее сильно. Наличие мартенситно-бейнитной структуры в готовых рельсах обусловлено наследованием неоднородности химического состава при прокатке НЛЗ.

Было установлено, что при рельсовом переделе НЛЗ участки структурной неоднородности с мартенситно-бейнитной структурой в большинстве случаев находятся в головке (вдоль осевой линии рельса) и в шейке рельса в вертикальной плоскости в центральной области с частичным появлением в зоне перехода в головку и подошву.

К отмечалось ранее, в соответствии с ГОСТ 51685 и СТ РК 2432 в микроструктуре головки рельса бейнит и мартенсит недопустимы.

В связи с тем, что химическая неоднородность непрерывнолитой заготовки наследуется при прокатке и приводит к повышенной отбраковке рельсов по дефектам мартенситно-бейнитной структуры, была поставлена задача совершенствования существующей сквозной технологии производственного цикла «исходная заготовка – готовая продукция» [48, 91].

Описание оборудования ЭСПЦ АО «ОЭМК» и применяемой технологии производства заготовок рельсовой стали.

В ЭСПЦ для производства НЛЗ используются следующее основное технологическое оборудование: четыре электродуговых печи емкостью 150 т; два агрегата комплексной обработки стали (АКОС) с трайб-аппаратами для ввода алюминиевой и порошковой проволоки; две установки для продувки стали аргоном через верхнюю фурму, оборудованные трайб-аппаратами для ввода алюминиевой проволоки (УПА); две установки циркуляционного вакуумирования (УЦВС); четыре четырехручьевых машины непрерывного литья заготовок радиального типа с радиусом изгиба 12 м для производства заготовок - сечением 300х360 мм; четыре печи с шагающими балками регламентированного охлаждения заготовок до температуры 300 °С; две линии дробеструйной обработки, осмотра и зачистки поверхности заготовок абразивными кругами.

Рельсовую сталь марки Э76Ф выплавляли в ЭСПЦ АО «ОЭМК» в дуговой электросталеплавильной печи (ДСП) емкостью 150 т. В шихте 80 % составляют металлизированные окатыши. После выпуска плавки проходили внепечную обработку на установках АКОС с трайб-аппаратами для подачи в ковш алюминиевой и порошковой

проволоки с продувкой инертным газом стали в ковше сверху. Далее сталь проходила дегазацию в циркуляционном вакууматоре с одновременной подачей аргона в металл через патрубок вакууматора [126, 127].

Разливку стали производили в слябы сечением 300х360 мм на 4-х ручьевой МНЛЗ радиального типа.

Промковш емкостью, футерованный муллито-корундовым кирпичем. Высота зеркала металла в промковше составляла 800 мм. На зеркало металла в промковше подавали ассимилирующую шлакообразующую ШОС и утепляющую - рисовую лузгу. На промковш защитная крышка не устанавливалась. Высококачественная кирпичная футеровка стен промковша (рисунок 5.1) с металлоприемником, расположенным в месте падения струи металла, установка защитных огнеупорных труб над стакан-дозаторами для запуска первой плавки в серии, защита струи на участках «стальковш-кристаллизатор» огнеупорными трубами и погружными глухонными стаканами из корунда-графита для подвода в кристаллизатор [128-134].



Рисунок 5.1 - Фото футеровки промежуточного ковша

В днище промковша для регулирования истечения металла использовали трехплитные шибберные затворы с огнеупорами. Уровень металла поддерживался в кристаллизаторе автоматически. Для измерения положения уровня металла использовали радиоизотопный Со - датчик.

Разливка осуществлялась в кристаллизатор из бронзовых водоохлаждаемых плит. Режим качания кристаллизатора: амплитуда ± 2 мм, частота качания зависит от скорости разливки. Механизм качания кристаллизатора эксцентриково - рычажный.

Скорость вытягивания составляла в среднем 0,5 м/мин, частота около 75 кач/мин. На зеркало металла вручную подавали ШОС производства ОЭМК.

Вторичное охлаждение слитка водовоздушное осуществляли в трех зонах.

После порезки на мерные длины заготовки по рольгангу подавали в печь замедленного охлаждения с шагающими балками [135, 136].

Время нахождения их в печи составляло примерно 40 минут. Снижение температуры с 730 до 300° С. Температурный режим по зонам печи приведен в таблице 5.1.

Таблица 5.1 - Температурный режим проходной печи замедленного охлаждения

№ п/п	Зона ПЗО	Температурный интервал в зоне, °С
1	Буферная зона	620 - 730
2	Зона выравнивания	520 - 620
3	Зона охлаждения 1	500 - 600
4	Зона охлаждения 2	440 - 540
5	Зона охлаждения 3	410 - 510
6	Зона ускоренного охлаждения	Не более 330

По выходу из печи заготовки складировали на стендах в стопу и накрывали колпаками (рисунок 5.2).



Рисунок 5.2 - Складирование заготовок под колпаки

Удаление окалины с граней заготовок производили на линиях дробеструйной обработки, осмотра, а в случае необходимости, и зачистку дефектной поверхности абразивными кругами.

Имеющийся состав технологического оборудования, а также существующая оптимальная технология для выплавки, внепечной обработки и вакуумирования стали позволяют производить заготовки из рельсовой стали с высокой степенью чистоты по неметаллическим включениям. При этом крупные неметаллические включения и их скопления отсутствуют. Из эндогенных включений присутствуют в основном сульфиды марганца, а из экзогенных - магнезиальная шпинель и муллит - продукты эрозии огнеупоров.

Однако следует отметить, что наибольшее влияние на качество заготовки оказывают как технологические параметры процесса разлива стали на МНЛЗ, так и состояние, и настройка оборудования.

Существующая в настоящее время технология разлива на МНЛЗ: ограничение серийности разлива до 4-х плавов, а также постоянный контроль за состоянием оборудования, своевременная замена и настройка кристаллизаторов и роликовых секций ЗВО, в том числе и настройка технологической оси МНЛЗ, своевременное проведение ППР позволяет производить заготовки, удовлетворяющие требованиям поставки на ТОО «АРБЗ» по макроструктуре (ТС 00187895-046) (не более): осевая ликвация – 2 балла; осевая химическая неоднородность -2 балла, центральная пористость -2 балла.

Описание технологического процесса производства рельсов на ТОО «АРБЗ».

Прокатку опытно-промышленных партий НЛЗ проводили на ТОО «АРБЗ» в соответствии с действующими технологическими инструкциями.

Состав оборудования

1. Участок нагрева, состоящий из склада НЛЗ и методической нагревательной печи с шагающими балками с боковой подачей и выдачей заготовок с помощью безударного устройства выдачи, водоохлаждаемых роликов печи. Печь предназначена для нагрева заготовок в один или два ряда, перед прокаткой на рельсобалочном стане.

2. Участок линии прокатного стана 950/800 рельсобалочного цеха, состоящий из обжимной клетки реверсивного типа и непрерывно-реверсивной группы тандем, состоящего из четырех клеток с индивидуальным приводом и одной горизонтальной клетки.

3. Группа тандем.

4. Участок термообработки и охлаждения.

5. Участок правки и отделки рельсов РБЦ, расположен в технологической линии после участка термического упрочнения и холодильников [137-140].

Длительность нагрева заготовок в нагревательных печах составляла от 2 до 3 часов. Температура заготовок на выходе из печи составляла 1250 ± 20 °С, что несколько выше базового режима (таблица 5.2).

Таблица 5.2 – Базовые тепловые режимы нагрева заготовок сечением 300×360 мм

Производительность, шт/час	Температура по зонам печи, °С						Температура после гидросбива (средняя), °С
	1 и 2	3	4	5	6	7	
	Предварительного нагрева, верх/бок	Нагрев, верх	Нагрев, бок	Томление, верхняя правая	Томление, торцевая	Томление, верхняя левая	
7-8 (базовая)	1020-1120	1220-1240	1200-1220	1220-1230	1180-1210	1190-1200	1170-1220

Кроме того, на ТОО «АРБЗ» проводили анализ охлаждения рельсов после завершающего чистового прохода НЛЗ опытно-промышленных партий. В закалочное устройство после индукционного подогрева в соответствии с заводским регламентом рельс попадает при температуре 800 ± 20 °С, выходит - 500-600 °С. При установленной заводским регламентом скорости транспортировки скорость охлаждения составляет 1,6-1,9 °С/с. Температура измеряется пирометром на поверхности головки рельса. Тот факт, что после попадания на холодильник-транспортер рельс подогревается на 50-60 °С, может свидетельствовать о том, что внутренняя часть контролируемой зоны в соответствии с ГОСТ 51685 может охлаждаться еще медленнее [141].

Статистический анализ НЛЗ АО «ОЭМК» по рельсам, отсортированным по дефектам микроструктуры.

В 2017 году на ТОО «АРБЗ» по причине несоответствия рельсов по микроструктуре по категории ДТ 350 были отсортированы 93 рельса из 93-х слябов 62-х плавок стали марки Э76Ф из непрерывнолитой заготовки с МНЛЗ №4 АО «ОЭМК».

Как показали исследования, основной причиной отбраковки является присутствие мартенситно-бейнитной неоднородности в контролируемой области поперечного сечения рельса.

В качестве примера ниже представлена статистика дефектов по ручьям МНЛЗ и исследованным плавкам.

Наибольшая величина отсортировки рельсов приходилась на заготовки, разлитые на ручье №1, а наименьшая отсортировка на ручье №4 (рисунок 5.3).

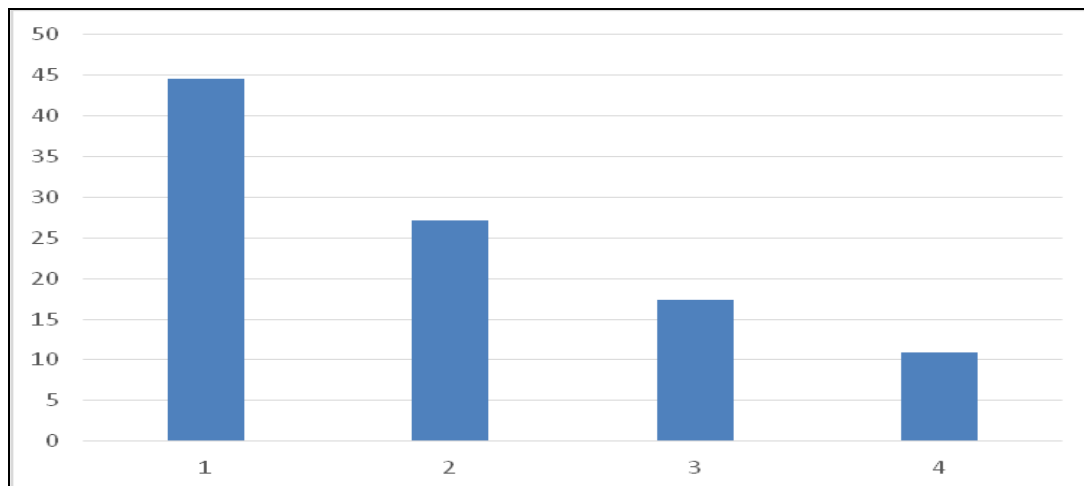


Рисунок 5.3 - Распределение дефектов рельсов из НЛЗ по ручьям МНЛЗ
(ось Y – количество, шт.; ось X – номер ручья)

Наибольшая отсортировка рельсов наблюдается у первой заготовки первой плавки в серии и пятой заготовки последней плавки в серии (рисунок 5.4).

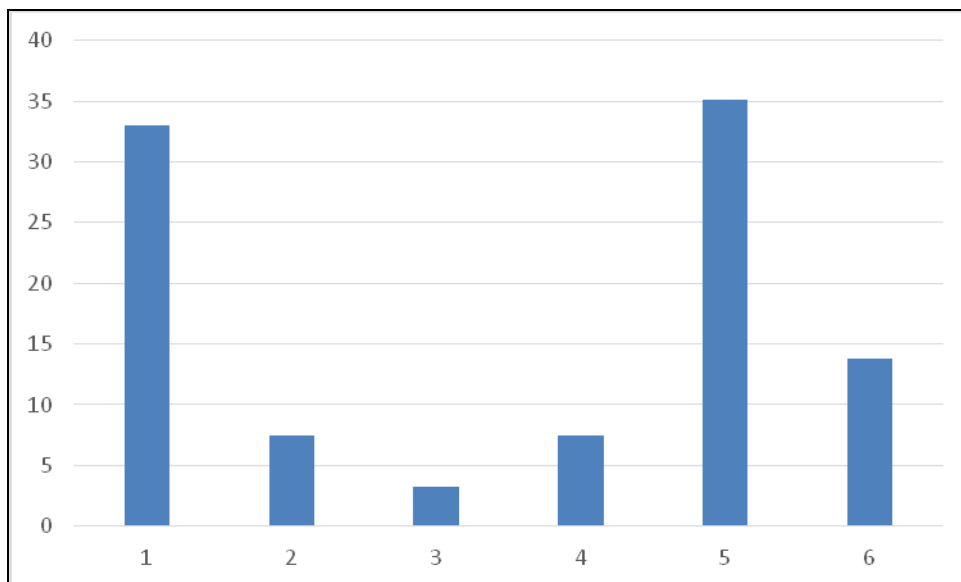


Рисунок 5.4 - Распределение отсортированных рельсов из НЛЗ в зависимости от номера заготовки (ось Y – количество, шт., %; ось X – номер заготовки)

На ТОО «АРБЗ» для статистической обработки были отсортированы 8 плавки рельсовой стали марки Э76Ф, после чего был проведен статистический анализ сквозной технологии выплавки полупродукта в дуговой печи, обработки стали на установке АКООС, установке вакуумирования стали и непрерывной разливки на МНЛЗ 4 АО «ОЭМК» стали марки Э76Ф.

Статистический анализ технологических параметров плавки рельсовой стали марки Э76Ф с отсортировкой НЛЗ показал, что на ТОО «АРБЗ» по причине несоответствия рельсов по микроструктуре по категории ДТ 350 были отсортированы рельсы из заготовок 8-и плавки стали марки Э76Ф из непрерывнолитой заготовки с МНЛЗ №4 АО «ОЭМК» и одной плавки производства 2017г. с МНЛЗ № 2.

По паспортам плавки ЭСПЦ проведен анализ технологических параметров выплавки, внепечной обработки и непрерывной разливки с целью определения наиболее вероятных причин отсортировки.

Анализ технологии выплавки в дуговой печи и внепечной обработки стали.

Общая продолжительность плавки в ДСП составляла от 74 до 104 минут (рисунок 5.5).

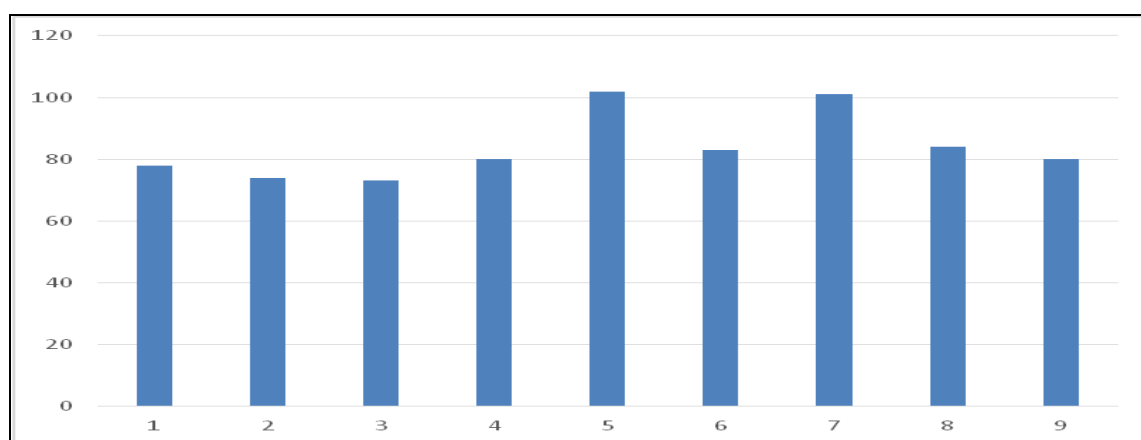


Рисунок 5.5 - Продолжительность плавки в ДСП общая, мин.

(ось Y – время, мин; ось X – условный номер плавки)

Длительность ведения плавки под током 63-69 мин. при удельном расходе электроэнергии от 520 до 600 кВт*ч/т. Температура выпуска стали из печи от 1653 до 1678⁰ С при содержании углерода в стали при выпуске из ДСП в диапазоне 0,04 – 0,09 % (рисунок 5.6), а водорода от 1,1 до 1,6 ppm (рисунок 5.7).

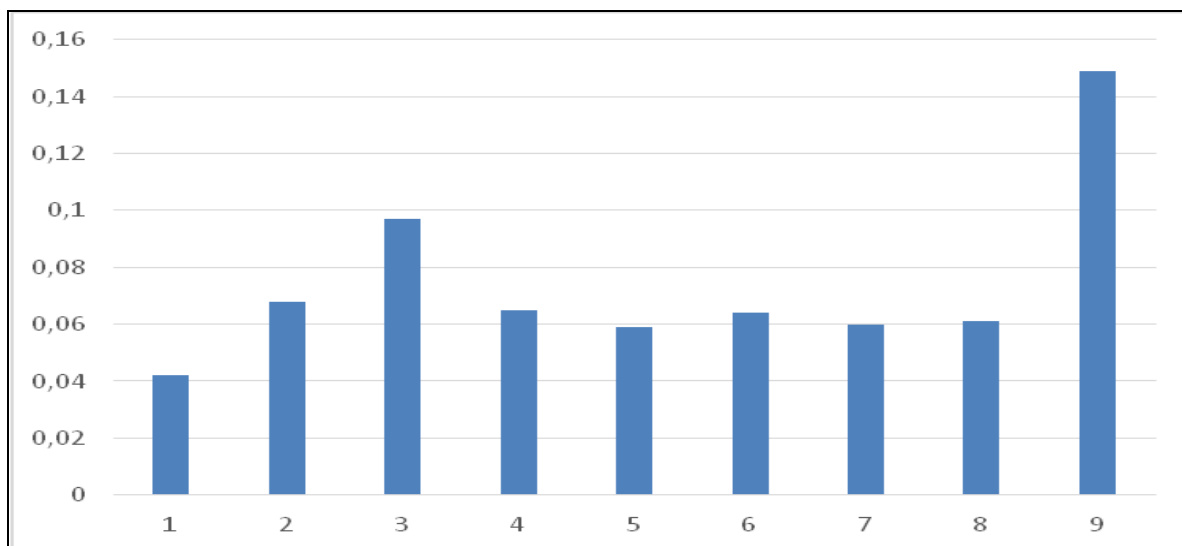


Рисунок 5.6 - Содержание углерода в стали при выпуске из ДСП по плавкам, С %
(ось Y – содержание углерода, ось X – условный номер плавки)

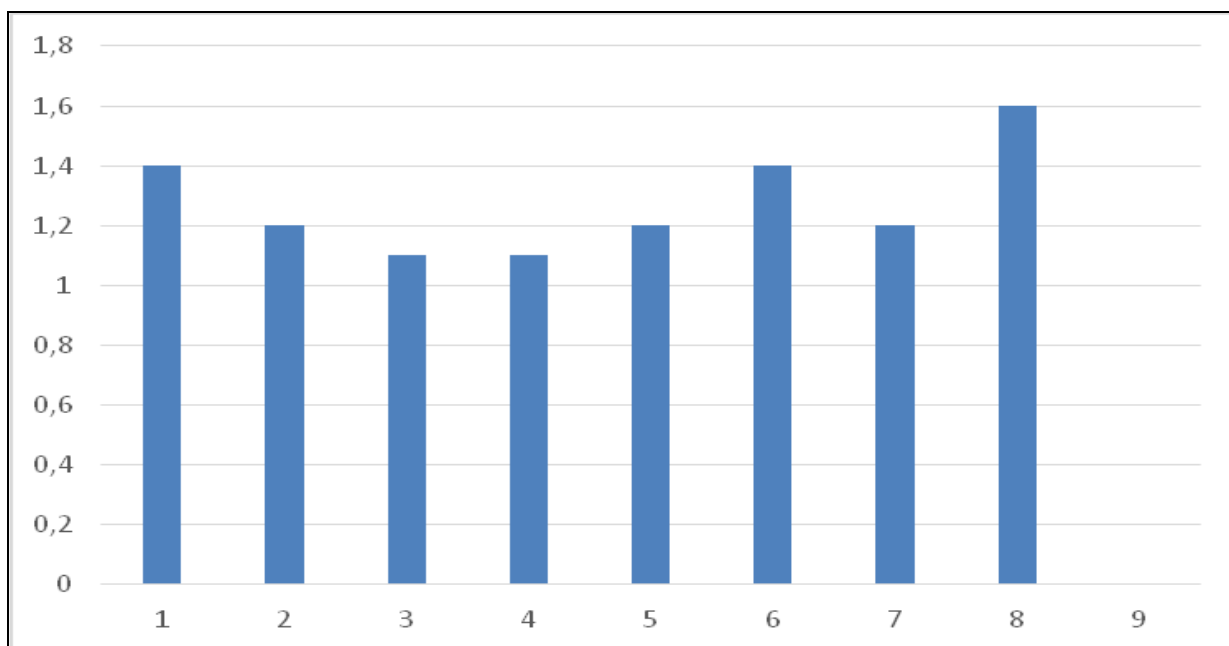


Рисунок 5.7 - Содержание водорода в стали по плавкам, H₂, ppm
(ось Y – значения водорода, H₂, ppm; ось X – условный номер плавки)

Время обработки на АКОСЕ составляло от 35 до 52 минут. Общее время вакуумирования 25-32 мин. Температура стали в стальковше после внепечной обработки находилась в пределах 1515-1525° С (рисунок 5.8-5.9).

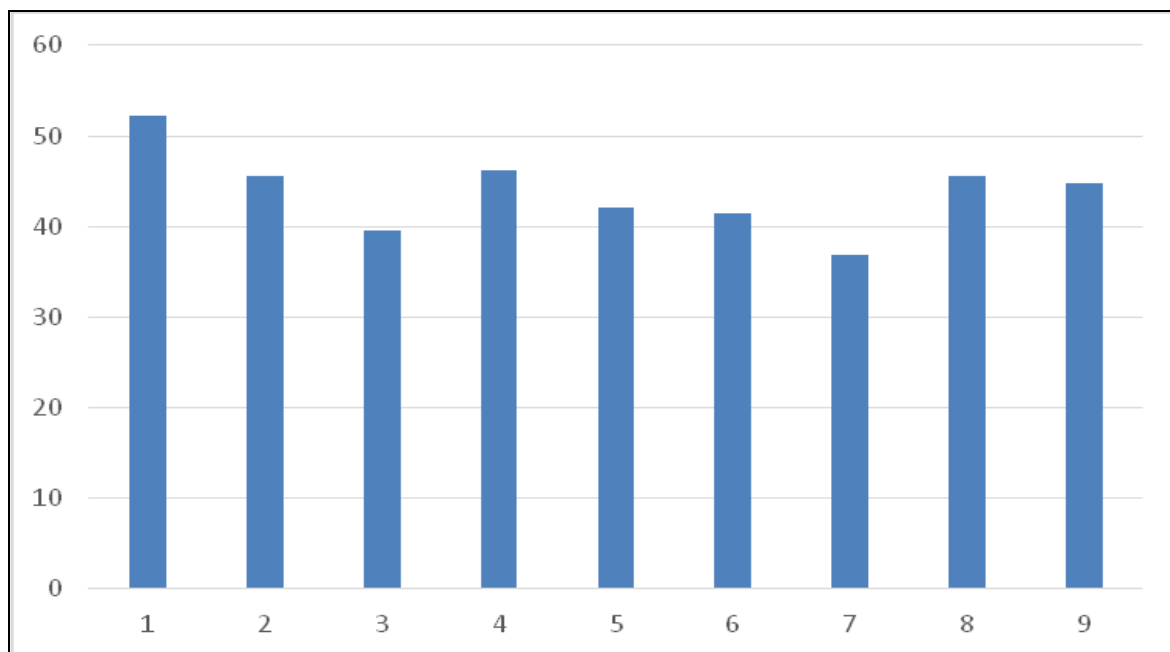


Рисунок 5.8 - Время обработки плавков на АКОСЕ, мин.

(ось Y – время, мин; ось X – условный номер плавки)

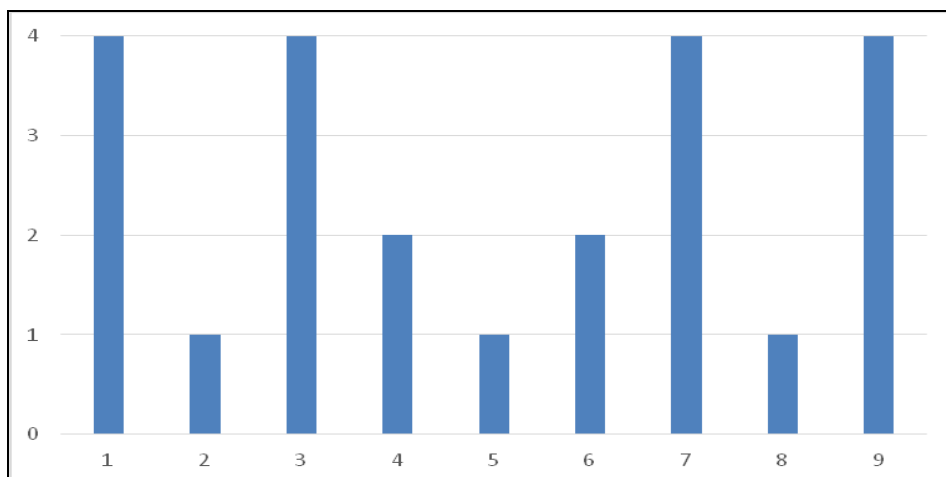


Рисунок 5.9 – Отсортировка НЛЗ плавков в зависимости от их номера в серии

(ось Y – количество отсортированных плавков; ось X – условный номер плавки)

Из исследованного массива отсортированных плавков наибольшая доля в 45% приходится на 4-ю плавку в серии, 34% случаев на первую, а 21 % - на вторую плавку в серии (рисунок 5.9). При этом время выдержки плавков в стальковше перед разливкой составляло от 12 до 22 минут. Температура стали в промковше по замерам составляет 1486-1497 °С.

Проведенная оценка состояния основного технологического оборудования ЭСПЦ АО «ОЭМК» и существующей технологии позволяет заключить, что технологическое оборудование, применяемое для выплавки полупродукта в дуговой печи (ДСП), внепечной (АКОС и УПА) и вакуумной обработки (УЦВС) позволяет производить сталь с высокой

степенью чистоты, требуемого химического состава и минимальным содержанием водорода [141, 142].

Анализ технологии производства в ЭСПЦ АО «ОЭМК» на МНЛЗ № 4 заготовок рельсовой стали марки Э76Ф позволил сделать следующие выводы:

1. Наибольшая отсортировка НЛЗ у первой плавки в серии.
2. Содержание углерода С в отсортированных заготовках находится ближе к верхнему пределу = 0,78-0,80 % С.
4. Перегрев стали при разливке большинства отсортированных плавов составляет 25-35 °С.
5. По ходу разливки температура в промковше на некоторых плавках снижается.
6. Вытягивание заготовок по ручьям МНЛЗ на отдельных плавках происходит с разной скоростью. При этом возникают колебания уровня металла в кристаллизаторе, которое не всегда компенсируется системой поддержания уровня металла в кристаллизаторе.

Поскольку, как было показано в предыдущей главе, образование мартенситно-бейнитных неоднородностей в рельсах обусловлено наследованием неоднородностей химического состава в НЛЗ в основном по углероду и марганцу, то было предложено ограничить пределы содержания этих элементов в стали, что должно способствовать стабильности качества рельсов при естественных колебаниях технологических параметров при производстве НЛЗ и рельсов.

Рекомендации по оптимизации технологии производства НЛЗ и рельсов.

В связи с этим в существующих условиях состояния оборудования для исключения образования мартенситно-бейнитной структуры в контролируемой зоне рельса производства ТОО «АРБЗ» рекомендована оптимальная технология производства непрерывнолитых заготовок (НЛЗ) сечением 300x360 мм из рельсовой стали марки Э76Ф на МНЛЗ № 4 ЭСПЦ АО «ОЭМК, включающая следующие основные положения:

- суженные пределы содержания углерода и марганца в готовой стали: 0,78 % С, 0,95% Мп;
- суженный интервал температуры стали в промковше 1480-1495 °С;
- значение скорости вытягивания заготовок 0,5 м/мин., при температуре стали выше 1495 °С значение скорости вытягивания заготовки 0,45 м/мин.

Анализ выполнения рекомендованных технологических значений при разливке на МНЛЗ № 4 в ЭСПЦ ОАО «ОЭМК» 193-х плавов (примерно 28,0 тыс. тонн) в заготовки сечением 300x360 мм из стали марки Э76Ф установил следующее:

- отклонений от значений рекомендованных технологических параметров не обнаружено;

- содержание/концентрация углерода и марганца в стали всех плавов полностью соответствует пределам имеющегося соглашения на поставку НЛЗ с ТОО «АРБЗ».

- средние температуры стали при разливке всех плавов полностью соответствуют рекомендованному диапазону температур равному 1480-1495 °С.

- среднее значения температуры по всем плавкам составило 1488 °С.

- скорости вытягивания НЛЗ на каждом ручье МНЛЗ № 4 всех плавов полностью соответствуют рекомендованным значениям 0,5 м/мин в диапазоне температур 1480-1495 °С. А при интервале температур 1480-1485 °С составляла 0,5-0,55 м/мин.

- оценка макроструктуры поперечных темплетов от головы 3-их заготовок с каждого ручья МНЛЗ № 4 всех первых и последних плавов в сериях показало, что степень развития осевой химической неоднородности и центральной (осевой) пористости в макроструктуре НЛЗ не превышает значений 2-ого балла, что соответствует требованиям к качеству поставляемых на ТОО «АРБЗ» заготовок, т.е. требованиям пункта 4 «Требования к качеству макроструктуры непрерывнолитой заготовки» Технического соглашения ТС 00187895-046, изм.1 на поставку НЛЗ на ТОО «АРБЗ». Других типов дефектов макроструктуры, указанных в п.4, п.4.1. ТС № 00187895-046, изм.1 при исследовании темплетов не обнаружено.

На рельсобалочном стане 950/800 ТОО «АРБЗ» на существующем оборудовании проведена прокатка непрерывнолитых заготовок плавов АО «ОЭМК» произведенных в июне-июле 2019 года для получения рельсов марки Р65 категории ДТ 350 с учетом рекомендованных технологических параметров прокатки и закалки головки рельсов марки Р65 категории ДТ350 (таблица 5.3).

Таблица 5.3 – Рекомендованные технологические параметры прокатки и закалки рельсов Р 65.

Параметры прокатки	Выдача из печи, Т °С	Время нагрева, мин	После индуктора, Т °С	Скорость охлаждения, °С /сек
Значения	1170-1220	195-240	750-840	1,3-2,7

Все технологические параметры прокатки в рельсы непрерывнолитых заготовок 193-х исследованных плавов соответствовали рекомендованным режимам.

Исследования микроструктуры образцов из контролируемой зоны рельсов, производимое при их производстве на ТОО «АРБЗ», показало отсутствие участков структурной неоднородности мартенситно-бейнитного типа, что полностью удовлетворяет требованиям ГОСТа Р 51685. Установлено, что все рельсы марки Р65 категории ДТ350 из заготовок всех

опытно-промышленных плавов АО «ОЭМК», по данным ТОО «АРБЗ», соответствуют требованиям нормативной документации и признаны годными.

Кроме того, как было установлено (Глава 4) методом физического моделирования в случае образования мартенситно-бейнитной неоднородности в шейке рельса, которая не подвергается принудительному охлаждению, температура самоотпуска металла шейки составляет 220 ± 10 °С, что недостаточно для протекания релаксационных процессов в высокоуглеродистом закаленном мартенсите и устраняет склонность стали к замедленному разрушению. В связи с этим, с целью снижения риска развития этого вида разрушения, выданы рекомендации по уменьшению скорости охлаждения шейки рельса при его транспортировке по рольгангу в потоке стана.

Таким образом, технология производства заготовок из стали марки Э76Ф на МНЛЗ № 4 ЭСПЦ АО «ОЭМК» с рекомендованными параметрами полностью обеспечивает качество макроструктуры литого металла в соответствии с требованиями, изложенными в п.4 Технического соглашения ТС № 00187895-046-2014, изм.1 «Требования к качеству макроструктуры непрерывнолитой заготовки» на поставку НЛЗ на ТОО «АРБЗ» для получения годных рельсов без возникновения структурной неоднородности бейнитно-мартенситного типа в микроструктуре образцов из контролируемых зон рельсов.

Заключение по главе 5

1. Разработаны рекомендации по сквозной технологии производственного цикла «исходная заготовка – готовая продукция», адаптированная к температурно-скоростным режимам термической обработки рельсов в технологической линии рельсобалочного стана 950/800.

2. Сквозная технология предусматривает при выплавке стали жесткий контроль химического состава по содержанию углерода и марганца, температуры металла в промежуточном ковше и скорости разливки на МНЛЗ, температурно-скоростных режимов прокатки и термообработки, что позволяет устранить несоответствие нормативной документации структурного состояния металла в контролируемой зоне головки рельсов, исключить отбраковку продукции по дефектам мартенситно-бейнитной неоднородности и повысить выход годного.

3. Прокатка рельсов Р65 категории ДТ350 из непрерывнолитых заготовок промышленной серии 193 плавов (28 тыс. т) была осуществлена на рельсобалочном стане в соответствии с соблюдением предложенных технологических режимов. Все рельсы опытно-промышленных плавов признаны годными.

1. Проведены комплексные исследования влияния структурного состояния высокоуглеродистой рельсовой и колесной стали на уровень остаточных микронапряжений, склонности к замедленному хрупкому разрушению и условий образования сдвиговых продуктов превращения при производстве дифференцированно-закаленных рельсов, послужившие основой для совершенствования сквозной технологии их производства.

2. Установлена феноменологическая особенность замедленного разрушения свежезакаленного высокоуглеродистого мартенсита, которая заключается в сокращении длительности («вырождении») стадии роста стабильной трещины из-за малого критического размера, показана ведущая роль остаточных микронапряжений, вызванных мартенситным превращением, в механизме развития этого явления.

3. Установлено, что нагружение и выдержка высокоуглеродистой закаленной стали под напряжением в пределах упругой области приводит к немонотонному изменению ширины рентгеновской линии: при низких напряжениях уменьшению, а при более высоких нагрузках (выше 0,3-0,5 разрушающего напряжения) увеличению. Предложен механизм немонотонного изменения ширины рентгеновской линии при увеличении приложенного напряжения в упругой области высокоуглеродистой закаленной стали: при низких напряжениях (0,3-0,5 разрушающего напряжения) релаксационные процессы, усиленные приложенной нагрузкой (отдых под нагрузкой), а при более высоких напряжениях микропластическая деформация, приводящая к повышению плотности дислокаций и уровня внутренних микронапряжений.

4. Установлено соответствие величины порогового напряжения при замедленном разрушении напряжению начала микропластической деформации при нагружении в упругой области высокоуглеродистой закаленной стали, приводящей к повышению уровня внутренних микронапряжений и образованию микротрещин замедленного разрушения, что подтверждает представления о физической природе порогового напряжения, как начала микродеформации в свежезакаленной стали.

5. Впервые установлена связь между уровнем локальных остаточных микронапряжений, определяемых по периферийным участкам рентгеновских интерференций, и склонностью к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой закаленной стали.

6. Установлена ликвация основных элементов (углерода, кремния, марганца и ванадия) по сечению НЛЗ рельсовой стали. Наиболее существенная ликвация отмечена в НЛЗ по углероду. Параметры макроструктуры НЛЗ исследованных плавок рельсовой стали коррелируют с выявленной ликвацией основных легирующих элементов. В осевой зоне НЛЗ

выявлены области различной травимости: темные соответствуют структуре пластинчатого перлита, а более светлые - сорбиту. Показано, что мартенситно-бейнитные участки структуры в рельсах обусловлены неоднородностью химического состава, наследуемой при прокатке НЛЗ.

7. При производстве рельсов из непрерывнолитой заготовки наиболее вероятные места локализации участков мартенситно-бейнитной неоднородности в головке рельса расположены вдоль осевой линии рельса вблизи от поверхности катания и боковой выкружки головки. Мартенситно-бейнитная неоднородность в шейке рельса расположена в вертикальной плоскости в центральной области с частичным переходом в головку и подошву.

8. Физическим моделированием определена температура самоотпуска металла шейки рельсов, которая составляет 220 ± 10 °С, что недостаточно для протекания релаксационных процессов и предотвращения ЗХР в закаленном высокоуглеродистом мартенсите. В изломе образцов, разрушенных по дефектам мартенситно-бейнитной неоднородности выявлено распространение трещины частично по межзеренному механизму с множественными вторичными трещинами, что соответствует характеру распространения трещин при замедленном хрупком разрушении.

9. Разработанные рекомендации по сквозной технологии производственного цикла «исходная заготовка – готовая продукция», адаптированная к температурно-скоростным режимам термической обработки рельсов в технологической линии рельсобалочного стана 950/800, позволили устранить несоответствие структурного состояния металла в контролируемой зоне головки рельсов требованиям нормативно-технической документации, исключить отбраковку продукции по дефектам мартенситно-бейнитной неоднородности и повысить выход годного.

1. Шур Е.А. Повреждение рельсов. – М.: Интекст, 2012. – 192 с.
2. Развитие технологий производства железнодорожных колес на Выксунском металлургическом заводе. Сборник трудов под общей редакцией А.М. Барыкова. Выпуск 2. М.: Металлургиздат, 2018. 384 с.
3. Захаров С.М., Богданов В.М., Горячева И.Г. и др. Контактно-усталостные повреждения колес грузовых вагонов. М.: Интекст, 2004. - 160 с.
4. Изотов В.И., Поздняков В.А., Лукьяненко Е.В. и др. Эволюция дислокационной структуры и образование микротрещин при усталости перлитно-ферритной стали // ФММ. 2008. Т. 105, №5. - С. 549-559.
5. Изотов В.И., Поздняков В.А., Лукьяненко Е.В. и др. Влияние дисперсности перлита на механические свойства, деформационное поведение и характер разрушения высокоуглеродистой стали // ФММ. 2007. Т. 103, №5. - С. 549-560.
6. Изотов В.И., Гетманова М.Е., Филиппов Г.А. и др. Особенности деформации и разрушения колесной стали с различной дисперсностью перлита // Металлург. 2007. №11. - С. 33-37.
7. Изотов, В.И. Экспертная оценка эксплуатационных повреждений железнодорожных колес / В.И. Изотов, Г.А. Филиппов // Деформация и разрушение материалов. - 2005. - №8. - С. 2-7.
8. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. М.: Наука, 1989. - 230 с.
9. Изотов В.И., Филиппов Г.А. Индетектирование типа разрушения низколегированной ферритно-перлитной стали по особенностям дислокационной субструктуры под поверхностью излома // ФММ. 2000. Т. 90. №6. С. 91-96.
10. Langford G. Deformation of pearlite // Metall. Trans. 1977. V. 8A. №6. P. 861-875.
11. Новиков И.И., Еремкин В.А. Микромеханизмы разрушения металлов. М.: Наука, 1991. - 368 с.
12. Mura T. Micromechanics of defects in solids. Noordolf, The Hague, 1981. 571 p.
13. Козырев Н.А., Павлов В.В., Годик Л.А., Дементьев В.П. Железнодорожные рельсы из электростали. – Новокузнецк: ЕвразХолдинг, Новокузнецкий металлургический комбинат, 2006. – 388 с.
14. Козырев Н.А. Разработка и внедрение технологий выплавки в дуговых электропечах, внепечной обработки и непрерывной разливки стали, предназначенной для производства

железнодорожных рельсов: диссертация доктора технических наук : 05.16.02. - Новокузнецк, 2004. - 338 с.

15. Steelmaking technology utilizing partial oxidation of carbon / M.V. Obsharov, N.A. Kozyrev, N.N. Timmerman, S.V. Kryukov // Steel in translation. – 1999. – Vol. 29, №4, p. 30-33.

16. Уманский А.А., Козырев Н.А., Думова Л.В. / Анализ взаимосвязи состава металлошихты электроплавки с основными технико-экономическими показателями выплавки рельсовой стали // Вестник Сибирского Государственного Индустриального Университета. – 2017. № 3 (21). – С.24-28.

17. Освоение технологии выплавки металла для производства рельсов с нагревом лома / В.В. Лапицкий, В.В. Смоктий, В.А. Махницкий и др. // Черная металлургия. Бюллетень ЦНИИИ и ТЭИ ЧМ. – 1988. Вып. 10 (1062). – С.35-36.

18. Stahl der Sekundarmetallurgischen Behandlung vol Schienenstahl bei der Thyssen Stahl AG. Schmedders Herbert, Simon Rolf, Weben Richard. Thyssen Techn. Ber. – 1985. – Vol. 17. - №2. – S.285-293.

19. Wytwarzanie stali na szyny o podwyzszonych wlasnosciach wytnymalosciowych w konwertorach tlenowych z zastosowaniem obrobki prozniowej cieklej stali. Klisiewicz Zygmunt. // Hutnic (PRL) 1987. – 54. - №3. – S. 62-64.

20. Червяков Б.Д., Топычканов Б.И., Паляничка В.А. и др. / Выплавка конвертерной рельсовой стали из углеродистого полупродукта с подливом ванадийсодержащего чугуна // Металлург. – 1987. - №7. – С.20-21.

21. Павлов В.В., Корнева Л.В., Годик Л.А., Дементьев В.П., Козырев Н.А. / Выбор технологии термического упрочнения железнодорожных рельсов // Известия высших учебных заведений. черная металлургия. – 2008. - №2. – С.39-42.

22. Волохов Г.М., Князев Д.А., Тимаков М.В. / Моделирование процесса роста трещины в сплошной оси диаметром 190 мм из стали ЕА4Т (EN 13261) // Известия Петербургского Университета путей сообщения. – 2018. –Т. 15. - №1. – С. 36-41.

23. Филиппов Г.А., Мухатдинов Н.Х., Гетманова М.Е., Комков Н.А. / Стали для железнодорожных колес повышенной эксплуатационной стойкости // Металлург. – 2014. - №3. – С. 88-96.

24. ГОСТ Р 51685-2000 Рельсы железнодорожные. Общие технические условия (с Поправкой, с Изменениями N 1, 2), ГОСТ Р от 18 декабря 2000 года №51685-2000

25. Гриншпон А.С., Калинина О.С., Гетманова М.Е., Изотов В.И., Филиппов Г.А. / Влияние термической обработки на структуру и твердость колесной стали 60Г // Сталь. -2007. - №9. – С.100-103.

26. Разумов А. С., Филиппов Г.А., Сухов А.В. Сталь повышенной твердости. Патент РФ 2369658.
27. Шур Е. А. Влияние структуры на эксплуатационную стойкость рельсов // Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов: сб. - Екатеринбург: УИМ, 2006. - С. 37-63.
28. Гриншпон А.С., Васенина Е.М., Седышев А.И., Ткачук М.А., Филиппов Г.А. / Исследование кинетики распада аустенита при охлаждении колесных сталей различных марок // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2017. - №3. – С.66-70.
29. UIC Catalogue of rail defects – 2001 edition «Handbook of Rail Defects – UIC Code 712R». 2001. 108 p.
30. Sperry rail Defect Manual. SperryRail Service. 1999. 76 p.
31. Atlas of Rail Defects. Metals and Chemical research Institute China Academy of Railways Sciences. ISBN7-113-01466-7 / TU.312. 1992. 149 p.
32. Гриншпон А.С., Васенина Е.М., Седышев А.И., Ткачук М.А., Филиппов Г.А. / Исследование кинетики распада при охлаждении аустенита и ее влияние на твердость колесных сталей // Актуальные проблемы прочности: сборник тезисов LVIII международной конференции, 16-19 мая, 2017 г. - Пермь, 2017. – С.73.
33. М.Е. Гетманова, Д.С. Илюхин, А.Н. Никулин, А.В. Саврухин, Г.А. Филиппов / Оценка комплекса свойств железнодорожных литых колес класса В на соответствие требованиям ГОСТ 10791. М. «Техника железных дорог». – 2019. – №1(45). - С.56-61.
34. Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений (по материалам заседания НП «Рельсовая комиссия»): сб. науч. докладов. Екатеринбург, 2010. 208 с.
35. Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений (по материалам заседания НП «Рельсовая комиссия»): сб. науч. докладов. Екатеринбург, 2011. 222 с.
36. Филиппов, Георгий Анатольевич. Закономерности явления замедленного разрушения высокопрочных сталей и способы повышения трещиностойкости стальных изделий : автореферат дис. ... доктора технических наук : 05.16.01 / Центр. НИИ черной металлургии им. И. П. Бардина. - Москва, 1989. - 43 с.
37. Поляков В.В., Великанов А.В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов. М. «Металлургия». 1990. 416 с.
38. Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С., Думова Л.В. Особенности микроструктуры дифференцированно термоупрочненных железнодорожных рельсов

производства АО "ЕВРАЗ ЗСМК" // Металловедение и термическая обработка металлов. 2022. № 6 (804). С. 52-58.

39. Муравьев В.В. Оценка остаточных напряжений в железнодорожных колесах и рельсах методом акустоупругости с использованием ЭМА преобразования. В сборнике: XX Всероссийская научно-техническая конференция по неразрушающему контролю и технической диагностике. Доклады конференции. Председатель оргкомитета Академик РАН, профессор Ключев В.В., 2014. С. 126-129.

40. Ботвина Л.Р., Демина Ю.А., Петрова И.М., Гадолина И.В., Арсенкин А.М. Влияние эксплуатации на механические характеристики рельсовой стали // Машиностроение и инженерное образование. 2015. № 4 (45). С. 27-34.

41. Кулманова Н.К., Аймурзаева Ж.К., Каскин Б.К. Применение новых видов термической обработки для повышения качества рельсов // Вестник Казахской академии транспорта и коммуникаций им. М. Тынышпаева. 2015. № 2-3 (93). С. 5-9.

42. Головатенко А.В., Уманский А.А., Дорофеев В.В. Основные тенденции развития рельсопрокатного производства в России и за рубежом. В сборнике: Металлургия: технологии, инновации, качество. Под общей редакцией Е.В. Протопопова. 2015. С. 10-16.

43. Борц А.И., Шур Е.А., Сухов А.В., Петренко Ю.П., Киричков А.А. Перспективы производства 100-м рельсов, закаленных с отдельного нагрева, в ОАО ЕВРАЗ НТМК. Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2015. № 6 (1386). С. 24-30.

44. Сарычев В.Д., Молотков С.Г., Кормышев В.Е., Невский С.А., Полевой Е.В. Моделирование дифференцированной термической обработки железнодорожных рельсов сжатым воздухом // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 11-12. С. 907-914.

45. Гладких А.М., Конюхов В.Ю. Причина перехода от объемно-закаленным к дифференцированно закаленным рельсам и проблемы, связанные с ним. В сборнике: Авиамашиностроение и транспорт Сибири. Сборник статей XI Всероссийской научно-технической конференции. Редколлегия: ответственный редактор Бобарика И.О., Портнягин Е.М., 2018. С. 81-86.

46. Мишин Владимир Михайлович. Разработка и применение критериев локального разрушения для оценки и разделения влияния охрупчивающих факторов сталей : диссертация ... доктора технических наук : 01.04.07 / Мишин Владимир Михайлович; [Место защиты: Центр. науч.-исслед. ин-т чер. металлургии им. И.П. Бардина].- Москва, 2007.- 309 с.: ил. РГБ ОД, 71 07-5/543.

47. Волоконский М.В., Мишин В.М. Управление параметрами процесса локального разрушения при замедленном и активном разрушении мартенситной стали // *Фундаментальные исследования*. 2014. № 12-2. – С. 269-275.
48. Ливанова Н.О., Каскин Б.К., Куклев А.В., Нарусова Е.Ю., Филиппов Г.А. Особенности структурного состояния металла шейки дифференцированно закаленных рельсов. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2021. № 4. С. 54-62.
49. Стандарт ААР М-107/М-208. Колеса из углеродистой стали.
50. Филиппов Г.А. Перспективные технологии производства металлопродукции для железнодорожного транспорта // *Металлург*. 2004. №9. С. 55-58.
51. Шиховцов, Алексей Александрович. Закономерности влияния микроструктурных факторов на процесс локального замедленного разрушения стали : автореферат дис. ... кандидата физико-математических наук : 01.04.07 / Шиховцов Алексей Александрович; [Место защиты: Сев.-Кавказ. федер. ун-т]. - Ставрополь, 2014. - 24 с.
52. Яшина Е.А., Зисман А.А., Петров С.Н., Золоторевский Н.Ю. Выявление кристаллографических особенностей бейнитно-мартенситных структур в зависимости от условий закалки методами EBSD-анализа. В сборнике: *Уральская школа молодых металлургов. материалы XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов - молодых ученых*. Ответственный редактор: А. А. Попов; Министерство образования и науки Российской Федерации, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Ключевой Центр превосходства "Материаловедение перспективных металлосодержащих материалов и технологий их обработки". 2017. С. 655-659.
53. Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. - М.: Металлургия, 1979. - 176 с.
54. Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С. Исследования неметаллических включений в рельсах из электросталей, легированных хромом // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 12. С. 936-942.
55. Козырев Н.А., Полевой Е.В., Шевченко Р.А., Симонов Ю.Н., Михно А.Р. Исследование влияния легирования рельсовой стали хромом и ванадием на распад переохлажденного аустенита. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2021. Т. 77. № 1. С. 28-33.
56. Саррак В.И., Литвиненко Д.А., Филиппов Г.А. и др. Влияние режима термической обработки на сопротивление хрупкому разрушению закаленной стали с различным содержанием примесей / *Термическое и термомеханическое упрочнение металлов: сб. науч. тр. / М. МДНТП, М., 1978. - С. 127 - 129.*

57. Гетманова М.Е., Илюхин Д.С., Ливанова О.В., Ливанова Н.О., Филиппов Г.А. Формирование структурного состояния высокоуглеродистой колесной стали, устойчивой к образованию дефектов тормозного происхождения // Проблемы черной металлургии и материаловедения, №1, 2021, С. 53-62.

58. Гриншпон А.С., Зикеев В.Н., Ливанова Н.О., Седышев А.И., Филиппов Г.А. Оценка влияния закалочных структур на сопротивление разрушению колесной стали и разработка режимов охлаждения, исключаяющих их образование в ободке колеса // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 2. С. 57-65.

59. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М. : Наука. 1977. 238 с.

60. Ильичев М.В., Ливанова Н.О., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Проблемы прочности и эксплуатационной надежности высокопрочных конструкционных материалов. В сборнике: 60 Международная научная конференция "Актуальные проблемы прочности". 2018. С. 491-492.

61. Шиховцов, Алексей Александрович. Закономерности влияния микроструктурных факторов на процесс локального замедленного разрушения стали : автореферат дис. ... кандидата физико-математических наук : 01.04.07 / Шиховцов Алексей Александрович; [Место защиты: Сев.-Кавказ. федер. ун-т]. - Ставрополь, 2014. - 24 с.

62. Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Коновалов С.В., Алсараева К.В. Структура, фазовый состав и дефектная субструктура рельсов высшей категории качества // Изв. вуз. Физика. 2014. № 2. С. 72 - 76.

63. Казанцева Н.К., Ткачук Г.А., Попов В.С. Требования к рельсам, установленные в российском и европейском стандартах // Производство проката. 2016. № 8. С. 30-34.

64. Лёвина И.В., Малютин А.В., Миронова М.О. Инновационные технологии в производстве рельсовой продукции. В сборнике: Будущее машиностроения России. сборник докладов. Союз машиностроителей России, Московский государственный технический университет имени Н. Э. Баумана. 2018. С. 218-221.

65. Сладкошteeв. В.Т., Ахтырский В.И., Потанин Р.В. Качество стали при непрерывной разливке. - М.: Металлургия, 1964. - 64 с.

66. Протопопов Е.В., Числавлев В.В., Темлянцев М.В., Головатенко А.В. Повышение эффективности рафинирования рельсовой стали в промежуточных ковшах МНЛЗ на основе рациональной организации гидродинамических процессов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 5. С. 298-304.

67. Решетнев О.А. Исследование влияния параметров производства высокоуглеродистой стали в электросталеплавильном цехе на качество готовой продукции (на примере рельсовой стали). В сборнике: Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Труды Всероссийской

научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. Сибирский государственный индустриальный университет; под общественной редакцией М.В. Темлянцева. 2019. С. 125-129.

68. Кнюппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. М.: Металлургия, 1973. 311 с.

69. ГОСТ 1778-70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. Введ. 1972-01-01. М. : Стандартиформ, 2011. 29 с.

70. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физика замедленного разрушения сталей: Монография. – Минеральные Воды, «Минераловодская типография», 2013. – 455 с.

71. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Релаксация остаточных микронапряжений при отдыхе и низкотемпературном отпуске мартенсита закаленной стали. – ФММ, 1975, т. 40, №4, С. 806-811.

72. Шураков С.С. Зависимость прочности закаленной стали от времени действия нагрузки // Металловедение. - Л.: Судпромгиз, 1957. - С. 100.

73. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Хрупкость мартенсита // МиТОМ. - 1978. - № 4. - С. 21 - 26.

74. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Микроструктурные факторы, снижающие локальную прочность границ зерен мартенситных сталей // ФММ. 2018. Т.119. №5. С533-538.

75. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению // Сб. науч.тр.III Евразийской науч.- практ конф. "Прочность неоднородных структур. ПРОСТ-2006" / М. МИСиС. -М., 2006,- С 188.

76. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Критерий и физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 3. С. 37-42.

77. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Стадии задержанного разрушения закаленной стали // Проблемы разрушения металлов : сб. науч. тр. / М., МДНТП, М., 1975. - С. 29.

78. Мишин В.М. Прогнозирование конструкционной прочности высокопрочных сталей при замедленном хрупком разрушении // Пути развития научно-технического прогресса в нефтяной и газовой промышленности : сб. науч. тр. / М. МИНГ. – М., 1986. - С. 117.

79. Мишин В.М. Оценка склонности сталей к замедленному хрупкому разрушению // Металл и технический прогресс : сб. науч. тр. / М. Металлургия. - М., 1987. - С. 241 - 242.

80. Саррак В.И., Филиппов Г.А. О природе задержанного хрупкого разрушения закаленной стали // МиТОМ. - 1976. - № 12. - С. 36 - 41.

81. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Задержанное разрушение закаленной стали // Проблемы металловедения и физики металлов : сб. науч. тр. / М., Металлургия, М., 1973. - С. 134.

82. Алексеева О.К., Мойш Ю.В., Саррак В.И., Филиппов Г.А., Шантарович В.П. Изучение процессов, протекающих при отпуске закаленных сталей с помощью позитронного метода // ФММ. – 1978. – Т.46. – в.5. – С.1080 - 1083.

83. Филиппов Г.А., Марченко В.Н., Литвиненко Д.А., Саррак В.И., Чевская О.Н. Влияние примесей на интеркристаллитную хрупкость стали 18Х2Н4ВА после закалки и отпуска // Проблемы прочности. - 1980. - № 2. - С. 114 - 119.

84. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Задержанное разрушение стали после закалки // ФХММ. - 1976. –Т.12. - № 2. - С. 44 - 54.

85. Саррак В.И., Филиппов Г.А., Чевская О.Н., Литвиненко Д.А. Адсорбция фосфора на границах зерен аустенита и склонность закаленной стали к задержанному разрушению // ФММ. - 1979. - № 6. - С. 1262 - 1270.

86. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Влияние примесей на хрупкость стали после закалки // ФХММ. - 1981. - № 2. - С. 96 - 101.

87. Князева В.Р., Саррак В.И., Филиппов Г.А. Сегрегация примесей и декогезия по границам зерен // Поверхность. Физика, химия, механика. - 1982. - № 5. - С. 84.

88. Саррак В.И., Суворова С.О., Алексеева Л.Е., Филиппов Г.А. О двух путях релаксации остаточных микронапряжений в мартенсите стали // Металло-физика. Киев: Наукова Думка. - 1975. - в.61.- С. 79 - 84.

89. ГОСТ 10791-2011. Колеса цельнокатаные. Технические условия. Введ. 01.01.2012. М. : Стандартиформ, 2011. 28 с.

90. Баева Л.А., Волков К.В., Вылежнев В.П., Ливанова Н.О., Филиппов Г.А. Влияние структурного состояния на склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой рельсовой стали // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 1. С. 27-32.

91. Каскин Б.К., Куклев А.В., Ливанова Н.О., Нарусова Е.Ю., Филиппов Г.А. Влияние химического состава и технологии производства на структурную неоднородность рельсов из стали Э76Ф // Сталь. 2022. № 6. С. 33-37.

92. ГОСТ Р51685-2013. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия. Введ. 14.10.2014. М. : Стандартиформ, 2014. 96 с.

93. Баева Л.А., Ливанова Н.О., Филиппов Г.А. Остаточные микронапряжения и склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой стали // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2018. № 4. С. 60-65.

94. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. Введ. 1979-01-01. М. : ИПК Издательство стандартов, 2003. 12с.

95. Полевой Е.В., Козырев Н.А., Михно А.Р., Чумачков И.И., Шевченко Р.А. Влияние способов обработки образцов рельсов категории ДТ350 из стали 76ХФ на величину ударной вязкости // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2022. Т. 78. № 6. С. 508-515.
96. Филиппов Г.А., Вылежнев В.П., Баева Л.А., Буржанов А.А., Ливанова Н.О. О механизме разрушения рельса Р65 низкотемпературной надежности после длительной эксплуатации // Проблемы черной металлургии и материаловедения, №1, 2021, С. 39-48.
97. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. Введ. 01.01.1969. М. : ИПК Издательство стандартов, 2001. 10 с.
98. ОСТ 14-1-235-91. Сталь. Метод контроля макроструктуры непрерывнолитой заготовки для производства сортового проката и трубных заготовок. Введ. 01.01.1992. 38 с.
99. ГОСТ 8233-56. Сталь. Эталоны микроструктуры. Введ. 01.07.1957. М. : ИПК Издательство стандартов, 1957. 12 с.
100. Эгертон Р. Ф. Физические принципы электронной микроскопии / М. : Техносфера, 2010. – 304 с.
101. Спенс Д. Экспериментальная электронная микроскопия высокого разрешения / Д. Спенс; пер. с англ. – М. : Наука, 1986. –320 с.
102. Баева Л.А., Волков К.В., Вылежнев В.П., Ливанова Н.О., Нарусова Е.Ю., Филиппов Г.А. Влияние нагружения в упругой области на структурное состояние и склонность к замедленному разрушению высокоуглеродистой закаленной стали // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 4. С. 80-85.
103. Неоднородность структуры и склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой стали. Ливанова Н.О., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Глава 23, С.331-344. Перспективные материалы и технологии / С. М. Алдошин [и др.]; под ред. В. В. Рубаника. – Минск : Изд. центр БГУ, 2021. – 658 с. : ил.
104. Технология плазменного упрочнения и склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой стали. Ильичев М.В., Ливанова Н.О., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума, Минск, 23 - 27 августа 2021 г. / под. ред. В.В. Рубаника - Минск: Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации», 2021, С. 108-109.
105. Русаков А. А. Рентгенография металлов / М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
106. Гинье А. Рентгенография металлов. Теория и практика / М. : Изд-во физ.-мат. лит., 1961. – 604 с.

107. Патент №2390763 «Способ определения локальной концентрации остаточных микронапряжений в металлах и сплавах» г. Москва 27 мая 2010г. Авторы: Алексеева Л.Е., Гетманова М.Е., Филиппов Г.А., Шахпазов Е.Х.

108. Ильичев М.В., Ливанова Н.О., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Влияние структурного состояния высокоуглеродистой плазменноупрочненной стали на сопротивление замедленному хрупкому разрушению. Сборник «Прочность неоднородных структур» X-я Евразийская научно-практическая конференция. Москва. 20-22 апреля 2021 г. С. 41.

109. Саррак В.И., Филиппов Г.А. О природе инкубационного периода задержанного разрушения закаленной стали // ФММ. – 1974. – Т.38. – в.6. – С. 1266-1273.

110. Коростелев А.Б., Филиппов В.Г., Шабалов И.П., Чевская О.Н. Замедленное хрупкое разрушение сверхнизкоуглеродистых мартенситных сталей // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2019. № 2. С. 87-92.

111. Потак Я.М. Хрупкие разрушения стали и стальных деталей. М.: Государственное издательство оборонной промышленности, 1955. 390 с

112. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов: Пер. с англ. / Под ред. Брайента К.Л., Бенерджи С.К.. М.: Металлургия, 1988. 552 с.

113. Нотт, Дж.Ф. Основы механики разрушения / Дж.Ф. Нотт; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1978. 256 с.

114. Владимиров, В.И. Физическая природа разрушения металлов / В.И. Владимиров. М.: Металлургия, 1984. – 280 с.

115. Ritchie R.O., Knott J.F., Rice J.R. On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel // J.Mech. and Phys. Solids. - 1973. - V. 21. - N. 6. - P. 395 - 410.

116. Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А., Громов В.Е., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. Формирование структурно-фазовых градиентов в рельсах при длительной эксплуатации. Проблемы черной металлургии и материаловедения // 2015. №3. С. 59 – 64.

117. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кормышев В.Е., Шлярова Ю.А., Юрьев А.А. Градиенты структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры рельсов при сверхдлительной эксплуатации. Известия Алтайского государственного университета. 2022. № 1 (123). С. 44-50.

118. СТ РК 2432-2013. Рельсы железнодорожные дифференцированно упрочненные и нетермоупрочненные. Общие технические условия. Введ. 01.03.2014 104с.

119. Hieu Nguyen B., Al-Juboori A., Zhu H., Li H., Tieu K., Gazder A.A. Fracture mechanisms in rails with mechanically and thermomechanically-induced white etching layers under three-point bending. Engineering Failure Analysis. 2022. T. 131. С. 105813.

120. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Шлярова Ю.А., Юрьев А.А., Кормышев В.Е. Структура рельсов после экстремально длительной эксплуатации // Известия высших учебных заведений. Физика. 2022. Т. 65. № 3 (772). С. 160-165.

121. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Аксенова К.В., Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е., Ващук Е.С. Эволюция структуры рельсовой стали при сжатии // Деформация и разрушение материалов. 2022. № 8. С. 9-14.

122. Глазкова С.М., Кислюк И.В., Филиппов Г.А. Влияние примесей и микролегирования на сопротивление замедленному разрушению сталей // Ми-ТОМ. - 1987. - № 12. - С. 4-8.

123. Фрактография и атлас фрактограмм / Справ. изд. Пер. с англ. / Под ред. Дж. Феллоуза. - М.: Металлургия, 1982. - 500 с.

124. Черных Н.Ю., Балановский А.Е., Штайгер М.Г. Исследование распределения твердости по поверхности катания головки рельса. В сборнике: Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации). Материалы X Всероссийской научно-технической конференции с международным участием. 2020. С. 214-221.

125. Degencoble J., Musgen B. Relationship between the extension of the yield zones and the fracture behavior of sharp notch bending specimens under static load at different temperatures // Stahl und Eisen. - 1974. - V. 94. - № 26. - P. 1345 – 1351.

126. Савельев А.Н., Северьянов С.С., Макаров А.В. Работоспособность элементов МНЛЗ при длительной ее эксплуатации. В сборнике: Металлургия: технологии, инновации, качество. Труды XXII Международной научно-практической конференции. В 2-х частях. Под общей редакцией А.Б. Юрьева. Новокузнецк, 2021. С. 253-259.

127. Семенов В.В., Никулин А.Н., Куклев А.В., Филиппов Г.А., Клак В.П., Волков К.В. Оптимизация химического состава и технологии разлива на МНЛЗ стали Э76Ф для формирования необходимого структурного состояния рельсов при их термической обработке в технологической линии рельсобалочного стана 950/800 “АРБЗ”. Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 3. С. 35-47.

128. Волков К.В., Ливанова Н.О., Никулин А.Н., Филиппов Г.А. Влияние режимов деформационного воздействия при прокатке заготовок на развитие сдвиговых смещений металла и служебные свойства металлопродукции // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2019. № 4. С. 5-19.

129. Гетманова М.Е., Ливанова Н.О., Никулин А.Н., Филиппов Г.А. Влияние технологических условий деформирования на механические свойства металла при торцевой раскатке заготовок // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2016. № 4. С. 16-25.

130. Еремин Г.Н., Ливанова Н.О., Никулин А.Н., Филиппов Г.А. Влияние размерных соотношений заготовки на напряженное состояние металла при прокатке// Проблемы черной металлургии и материаловедения, №1. 2022 С. 3-18.

131. Еремин Г.Н., Ливанова Н.О., Никулин А.Н., Филиппов Г.А. Связь масштабного фактора очага деформации с деформационным воздействием валков на заготовку при производстве металлопроката//Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2022 № 2 С. 11-23.

132. Фейлер С.В., Протопопов Е.В., Волков К.В., Полевой Е.В., Дементьев В.П. Влияние внешних воздействий в период кристаллизации на качество непрерывнолитой заготовки рельсовой стали. В сборнике: Сборник трудов XIII международного конгресса сталеплавателей. Межрегиональная общественная организация "Ассоциация сталеплавателей", ОАО "Трубная Металлургическая Компания". 2014. С. 334-338.

133. Волков К.В., Кузнецов Е.П., Бойков Д.В., Сапаев Н.М., Захарова Т.П. Освоение производства рельсовой стали на модернизированной МНЛЗ № 1 ЭСПЦ ОАО ЕВРАЗ ЗСМК. Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2014. № 6 (1374). С. 25-30.

134. Головатенко А.В., Волков К.В., Александров И.В., Кузнецов Е.П., Дорофеев В.В., Сапелкин О.И. Ввод в эксплуатацию универсального рельсобалочного стана и освоение технологии производства рельсов на современном оборудовании в рельсобалочном цехе ОАО ЕВРАЗ ЗСМК. Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2014. № 6 (1374). С. 32-38.

135. Волков К.В., Колотов Е.А., Сюсюкин А.Ю. Реконструкция системы сжигания топлива печи с шагающими балками в рельсобалочном цехе. В сборнике: Металлургия: технологии, управление, инновации, качество. труды XVII Всероссийской научно-практической конференции. под ред. Е.В. Протопопова. 2013. С. 142-146.

136. Volkov K.V., Kolotov E.A., Syusyukin A.Y. Introduction of a level-2 automated system as part of the reconstruction of a walking-beam furnace in the rail-beam shop. Metallurgist. 2014. T. 58. № 5-6. С. 450-453.

137. А. Лаинати, Б.К. Каскин Прокатный стан "АРБЗ". современные технологические концепции для производства рельсов и балок // Вестник Казахской Академии транспорта и коммуникаций им. М. Тынышпаева. 2014. № 5. С 37-44.

138. Вивенцов А.С., Каскин Б.К., Вдовин С.В. Освоение производства продукции на новом сортопрокатном стане. Сталь. 2010. № 6. С. 63.

139. Viventsov A.S., Kaskin B.K., Vdovin S.V., Serdyukov O.V., Kutuzov V.V. Introduction of a new bar-rolling mill. Steel in Translation. 2010. T. 40. № 6. С. 574-576.

140. Лаинати А., Каскин Б.К. Прокатный стан "АРБЗ". Современные технологические концепции для производства рельсов и балок. Вестник Казахской академии транспорта и коммуникаций им. М. Тынышпаева. 2014. № 5 (90). С. 37-44.

141. Белоусов Г.С., Волков К.В., Каскин Б.К., Никулин А.Н., Обилец В.В., Филиппов Г.А. Оптимизация температурно-деформационных условий прокатки заготовок в черновой клети рельсобалочного стана. Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2019. № 3. С. 16-26.

142. Белоусов Г.С., Борцов А.Н., Ливанова О.В., Куклев А.В., Филиппов Г.А., Волков К.В., Зубов С.П., Кузнецов М.С. Анализ наследования дефектов при производстве рельсов из непрерывнолитой заготовки и повышение качества рельсовой продукции на ТОО "Актюбинский рельсобалочный завод". Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 3. С. 25-31.