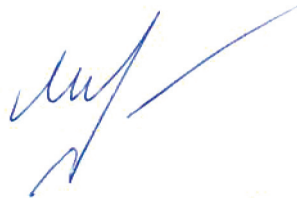


На правах рукописи



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

**АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук**

Москва – 2025

Работа выполнена в федеральном государственном унитарном предприятии
«Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
имени И.П. Бардина» (ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина»)

Научный руководитель: **ФИЛИППОВ Георгий Анатольевич,**
доктор технических наук, профессор, директор
Научного центра качественных сталей

Официальные оппоненты: **КУДРЯ Александр Викторович,**
доктор технических наук, профессор, профессор
кафедры металловедения и физики прочности
ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский
технологический университет «МИСИС»

БОРЦ Алексей Игоревич,
кандидат технических наук, директор по
развитию рельсового проката ООО «Евраз
торговая компания»

Ведущая организация: Акционерное общество
«Научно-исследовательский институт
железнодорожного транспорта»

Защита диссертации состоится 04 июня 2025 г. в 14 часов на заседании диссертационного совета 31.1.007.01 на базе ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина» по адресу: 105005, Москва, ул. Радио, д. 23/9, стр. 2.

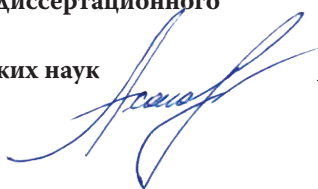
Отзывы на автореферат в двух экземплярах с указанием даты составления, заверенные печатью, просьба направлять на имя ученого секретаря диссертационного совета.

С диссертацией можно ознакомиться в технической библиотеке ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина» и на сайте <http://www.chermet.net>

Автореферат разослан «___» _____ 2025 г.

**Ученый секретарь диссертационного
совета 31.1.007.01,**

кандидат технических наук



Алексей Андреевич Холодный

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования и степень ее разработанности.

В настоящее время производство рельсов осуществляется из непрерывно-литой 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.

Целью работы являлось 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.

Для этого необходимо было решить следующие **основные 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.

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 три 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 происходит 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 коленной и рельсовой стали.

2. Особенности феноменологии и механизма замедленного хрупкого разрушения 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 уровнем 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 выданные рекомендации по повышению трещиностойкости в случае образования закалочных структур в готовых рельсах.

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.

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.

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.

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

Структура и объем работы. 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.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении раскрыта актуальность проблемы, сформулированы цель, задачи и методы исследования, научные результаты и практическая значимость работы, представлены данные по апробации и публикациям, отражающие основное содержание диссертации.

Первая глава представляет собой литературный обзор, в котором рассмотрены и проанализированы современные положения о влиянии структурного

состояния высокоуглеродистых сталей на сопротивление разрушению, особенности технологии производства железнодорожных колес и рельсов из высокоуглеродистой стали, влияние технологии производства железнодорожных рельсов и колес на структурное состояние и образование дефектов, структурное состояние закаленной стали и склонность к замедленному хрупкому разрушению. Отмечено отсутствие в литературе достаточно полных сведений о протекании замедленного хрупкого разрушения в высокоуглеродистых закаленных сталях и его влиянии на сопротивление разрушению рельсовой и колесной стали.

Результаты выполненного анализа послужили основанием для выбора направления исследования, постановки цели и задачи работы.

Во второй главе обоснован выбор химического состава опытных сталей, описываются методики лабораторных экспериментов и исследований, проведенных при выполнении диссертационной работы.

При решении поставленных задач материалом для исследований служили высокоуглеродистые стали различного химического состава (таблица 1), колесные стали марок «Л», «2» и «Т» (ГОСТ 10791), а также рельсовая сталь марки Э76Ф (ГОСТ Р 51685).

Образцы для исследования высокоуглеродистой стали на склонность к замедленному хрупкому разрушению и определения уровня остаточных микронапряжений вырезали из обода колеса по его сечению, а также из головки и шейки рельса. Были исследованы свойства металла НЛЗ из стали Э76Ф и свойства полученных из них готовых рельсов.

Проведены исследования НЛЗ двух опытно-промышленных серий плавов: в первой серии плавов варьировала содержание основных легирующих элементов (С, Мп, Si), а во второй серии плавов – температуру стали в промежуточном ковше и скорость вытягивания заготовки.

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

Таблица 1 – Химический состав исследованных высокоуглеродистых сталей

Марка стали	Содержание элементов, масс. %											
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Ti	Al	Nb	V
«Л»	0,53	0,90	0,56	0,017	0,006	0,058	0,19	0,055	0,003	0,010	0,024	0,11
«2»	0,63	0,74	0,36	0,011	0,016	0,07	0,07	0,050	0,002	0,0024	0,0013	0,004
«Т»	0,65	0,79	0,37	0,014	0,011	0,10	0,22	0,110	0,002	0,0013	0,0012	0,002
Э76Ф	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

От каждой опытной плавки от «головы» всех третьих заготовок были вырезаны поперечные теплеты для оценки макроструктуры, дополнительно была проведена оценка макроструктуры на продольных темплатах.

При исследовании микроструктуры НЛЗ были использованы образцы размером 25×50 мм, вырезанные по сечению бляма в направлении длинной оси в следующих областях: корочка, область перехода от столбчатых кристаллов к равноосным (70–75 мм от поверхности НЛЗ), осевая зона.

Исследования микроструктуры готовых рельсов типа Р65 проводили на образцах, вырезанных из контролируемой области головки рельса, а также из неконтролируемых областей головки, шейки и подошвы рельса.

Для исследования состава микрообластей с мартенситно-бейнитной структурой и прилегающих к ним участков с перлитной структурой на электронном сканирующем микроскопе были вырезаны микрошлифы из области перехода головки рельса в шейку, из области головки рельса на глубине 15 мм от поверхности катания, а также из области излома в плоскости прокатки, вырезанном на расстоянии 15 мм от поверхности катания и 30 мм от боковой выкружки.

Для исследования механических свойств проводили испытания образцов, вырезанных из шейки рельса в месте мартенситно-бейнитной неоднородности, после прокатки и термической обработки в потоке стана (исходном состоянии) и после дополнительного отпуска 500 °С, 1 час в условиях лаборатории. Температура отпуска 500 °С была выбрана по аналогии со стандартной обработкой для объемно-закаленных рельсов.

Прокатку рельсов проводили после различной длительности нагрева НЛЗ (195–240 мин) в интервале температур 1170–1220 °С.

Исследования микроструктуры металла осуществляли на оптическом микроскопе Nikon Eclipse MA200, фрактографические исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6610 LV. Травление осуществляли в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты при комнатной температуре. Оценку структуры проводили по ГОСТ 8233 и ГОСТ 1778. Макроструктуру непрерывнолитой заготовки оценивали по ОСТ 14-1-235-91.

Для определения параметров сопротивления разрушению были проведены испытания на статический изгиб в соответствии с ГОСТ 14019 на универсальной испытательной машине «ИНСТРОН» со скоростью движения траверсы 0,005, 0,05 и 0,2 см/мин на образцах типа 11 по ГОСТ 9454. При испытаниях определяли разрушающее напряжение σ_p , напряжение общей текучести $\sigma_{от}$, стрелу пластического прогиба $f_{пл}$, суммарную работу разрушения A_Σ и ее составляющие – работу зарождения A_z и распространения трещины A_p .

Критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} оценивали при статическом нагружении на образцах с трещиной, тип 15 по ГОСТ 9454.

В данной работе использовалась методика ускоренных испытаний на ЗХР при низкой скорости деформации в условиях сосредоточенного изгиба. Производили оценку снижения параметров сопротивления деформации и разрушению в результате уменьшения скорости деформации в 40 раз. Критериями склонности стали к замедленному разрушению считаются относительное снижение параметров сопротивления разрушению при уменьшении скорости деформации.

Твердость по Роквеллу HRC определяли по ГОСТ 9013 на твердомере ТК-2М.

Измерение микротвердости производили на приборе Matsuzawa MMT-X7A, при нагрузке 0,981 Н (100 гс) на травленных шлифах по методу восстановленного отпечатка по ГОСТ 9450.

Рентгеноструктурный анализ проводили на установке-дифрактометре ДРОН-3 в Fe-излучении, с компьютерной регистрацией и обработкой дифракционных линий $\{110\}$, $\{211\}$ мартенсита и $\{111\}$, $\{200\}$ аустенита.

Локальную концентрацию микронапряжений оценивали рентгенографическим способом по вкладу интенсивности периферических участков слабой интенсивности дифрактограмм в общую интегральную ее интенсивность.

По ширине рентгеновских интерференций (дифрактограмм) дальних порядков определяли микроискажения кристаллической решетки $\Delta a/a$ и микронапряжения 2-ого рода $\sigma = \Delta a/a \cdot E$, где E – модуль упругости.

В третьей главе рассмотрены особенности феноменологии и механизма ЗХР высокоуглеродистого закаленного мартенсита.

Сопротивление стали разрушению зависит от структурного состояния, которое определяется фазовыми превращениями при охлаждении или нагреве, размером структурных и фазовых составляющих, плотностью дефектов, величиной и распределением остаточных напряжений. Однородная дисперсная структура стали обладает высоким сопротивлением разрушению, а с повышением неоднородности структуры возрастает опасность возникновения разрушений.

Хрупкое разрушение закаленного углеродистого мартенсита может происходить под воздействием упругих напряжений ниже предела текучести стали и связано с развитием явления замедленного разрушения.

Испытания на замедленное разрушение являются одним из наиболее информативных путей оценки склонности конструкционных сталей к охрупчиванию остаточными внутренними микронапряжениями.

При испытании стали на замедленное разрушение при постоянной нагрузке кривые нагружения имеют вид, схематически представленный на рисунке 1, где I – инкубационный период; II – стадия стабильного роста трещины замедленного разрушения; III – стадия быстрого распространения хрупкой трещины.

Различие в характере разрушения на второй и третьей стадиях замедленного разрушения приводит к тому, что в изломе наблюдается участок межзеренно-

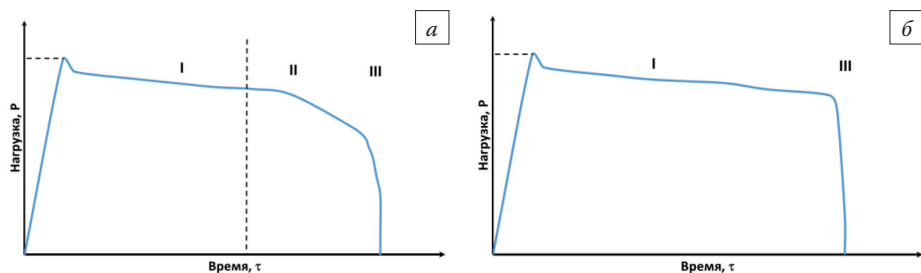


Рисунок 1 – Стадии ЗХР среднеуглеродистой (а) и высокоуглеродистой (б) стали

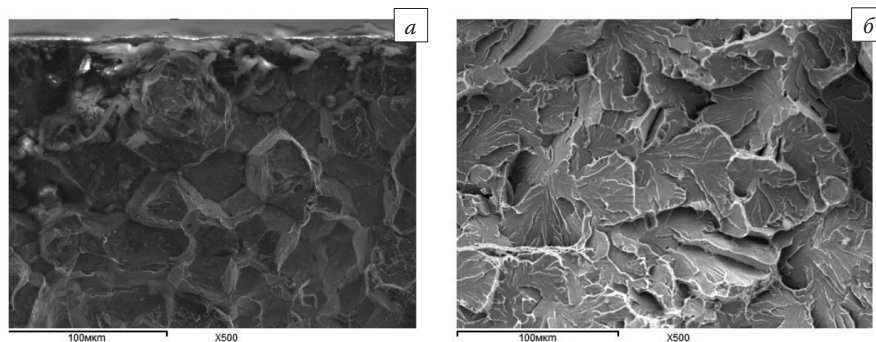


Рисунок 2 – Фрактограмма высокоуглеродистой колесной стали марки «2»: а) зона стабильного роста трещины замедленного разрушения, фрагмент межзеренного разрушения; б) зона «долома», хрупкое транскристаллическое разрушение

го разрушения, по внешнему виду отличающийся от зоны «долома» (рисунок 2). Этот участок соответствует стабильной трещине 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.

При испытаниях высокоуглеродистой закаленной стали установлено практически полное отсутствие II стадии замедленного разрушения. Это означает «вырождение» стадии стабильного роста трещины из-за малой ее критической длины, вызывающей хрупкий долом.

Влияние структурного состояния на склонность к ЗХР и уровень остаточных напряжений высокоуглеродистой стали.

Исследования колесной высокоуглеродистой стали с различным содержанием углерода показали, что ширина рентгеновской интерференционной линии, а также величина искажений кристаллической решетки практически не изменя-

ются по глубине обода колес. Слабая зависимость ширины рентгеновской линии от содержания углерода в стали на всех расстояниях от поверхности, предположительно, связана с особенностями структуры стали с содержанием углерода 0,53%, включающей продукты промежуточного превращения.

Локальные остаточные микронапряжения вблизи поверхности для стали с 0,65% С минимальны, на глубине 30 мм – близки для всех сталей, а на глубине 50 мм – с увеличением содержания углерода возрастают, что также связано с различным структурным состоянием сталей вблизи поверхности, где в результате закалки присутствуют продукты сдвиговых превращений. В центральных областях в основном перлитная структура, в которой локальные напряжения ниже и возрастают с увеличением содержания углерода в стали.

Показано, что сумма главных остаточных напряжений также зависит в большей степени от структурного состояния, чем от содержания углерода.

В рамках лабораторного эксперимента сравнивали уровень остаточных микронапряжений в ободах реальных колес с остаточными микронапряжениями в закаленной на мартенсит стали. Были рассмотрены минимальные, максимальные и средние значения локальных микронапряжений, которые могут вызвать замедленное разрушение, после закалки и низкого отпуска при 100 °С и в реальных колесах с 0,63% С. Из рисунка 3 видно, что уровень локальных микронапряжений в реальных колесах с 0,63% С значительно ниже, чем в закаленной и отпущенной на 100 °С стали, склонной к замедленному разрушению.

Были построены зависимости остаточных микронапряжений 2-ого рода ($\sigma_{ост}$), искажений кристаллической решетки ($\Delta a/a$), ширины рентгеновской линии от температуры отпуска. Из построенной зависимости видно, что уровень остаточных микронапряжений даже после отпуска при 500 °С в реальных колесах повышенной твердости значительно ниже, чем после закалки и отпуска при

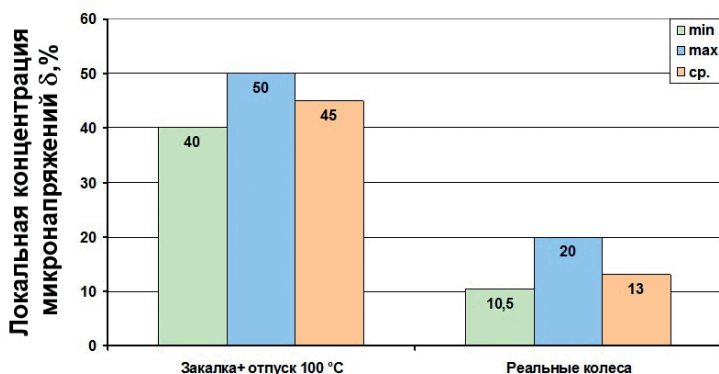


Рисунок 3 – Локальные микронапряжения в низкоотпущенной стали и в обode железнодорожного колеса марки «2»

этой температуре (рисунок 4). Уровень остаточных микронапряжений, величина которых пропорциональна ширине рентгеновской интерференционной линии в реальной колесной стали, подвергнутой отпуску при 500 °С, практически такой же, как в колесной стали после закалки и отпуска при этой температуре.

Для стали со структурой свежезакаленного мартенсита уменьшение скорости нагружения снижает суммарную работу разрушения почти в два раза, а для низкоотпущенного мартенсита на 33% (рисунок 5).

Из полученных данных следует, что колесная сталь со структурой закаленного и низкоотпущенного мартенсита склонна к ЗХР, что является следствием высокого уровня остаточных микронапряжений, возникающих в результате сдвигового характера мартенситного превращения.

Высокоуглеродистая рельсовая сталь, также как колесная, в закаленном состоянии может обладать довольно высокой склонностью к ЗХР.

Для рельса структурная неоднородность, наследуемая от центральной ликвационной зоны НЛЗ, локализуется преимущественно в шейке. Поэтому было сделано предположение о неблагоприятном воздействии закалочных структур в этой области рельса на эксплуатационные свойства вследствие повышения уровня остаточных микронапряжений и развития замедленного хрупкого разрушения.

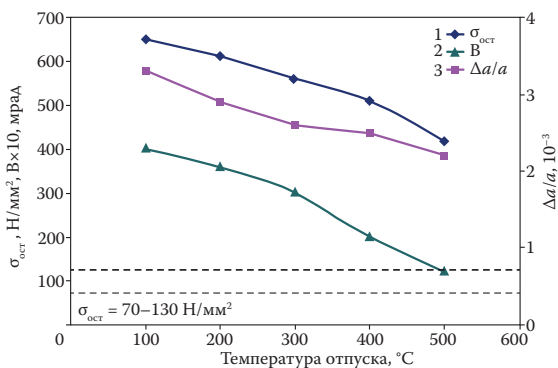


Рисунок 4 – Влияние температуры отпуска стали с 0,65% С на: 1 – остаточные микронапряжения $\sigma_{ост}$; 2 – ширину рентгеновской линии $B(211)$, 3 – микроискажения кристаллической решетки $\Delta a/a$

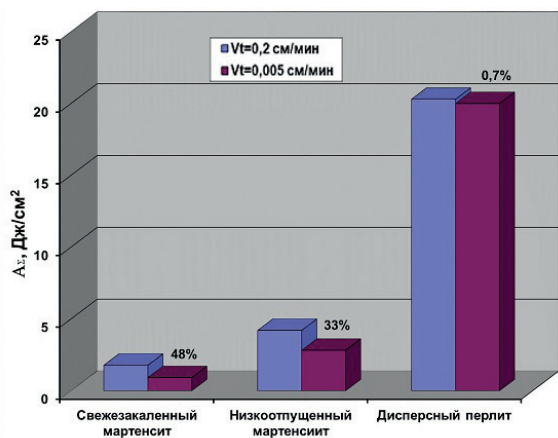


Рисунок 5 – Изменение суммарной работы разрушения при уменьшении скорости нагружения колесной стали с 0,65% углерода в 40 раз в зависимости от структурного состояния

Проведены механические испытания на растяжение рельсовой стали после прокатки и термообработки в потоке стана для металла шейки и головки рельса. Временное сопротивление и относительное удлинение металла головки рельса соответствуют нормам ГОСТ Р 51685. Временное сопротивление в шейке рельса составило 1143 Н/мм², условный предел текучести – 739 Н/мм², что на 4% и 8% ниже значений в головке рельса соответственно. Значение относительного поперечного сужения металла головки рельса превышает на ~20% значения для шейки (35% и 28% соответственно), относительное удлинение для металла головки и шейки рельса находятся примерно на одном уровне (9,8% и 10% соответственно).

Прочностные характеристики и пластичность, а также ударная вязкость металла головки рельса, подвергнутой принудительному охлаждению выше, чем эти же параметры металла шейки. Это следствие грубой неоднородной структуры металла шейки, наследующей химическую и структурную неоднородность центральной области НЛЗ. Высокотемпературный отпуск после закалки обеспечивает рост значений ударной вязкости в шейке рельса в 1,9 раз.

Для выявления склонности к замедленному хрупкому разрушению в результате формирования закалочных структур в области ликвационной неоднородности (в шейке рельса) проводили испытания на изгиб образцов с острым надрезом с различными скоростями нагружения. Результаты испытаний представлены в таблице 2 и на рисунке 6.

Как следует из полученных результатов, структурное состояние рельсовой стали оказывает влияние как на прочностные свойства, так и на пластичность и параметры сопротивления разрушению. При испытаниях со стандартной скоростью закалка приводит к снижению разрушающего напряжения по сравне-

Таблица 2 – Результаты испытаний на замедленное хрупкое разрушение металла шейки рельса

Состояние металла	Vt , см/мин	Разрушающее напряжение, σ_p , Н/мм ²	Предел общей текучести, $\sigma_{0.2}$, Н/мм ²	Прогиб, $f_{пл}$, мм	A_3 , Дж/см ²	A_p , Дж/см ²	A_5 , Дж/см ²	K_c , МПа√м
Исходное состояние	0,2	1828	1414	0,1	3,2	12,9	16,1	104,15
	0,005	1776	1442	0,10	2,5	11,53	14,0	101,2
850 °С → закалка	0,2	436	–	0	0	1,8	1,8	24,95
	0,005	310	–	0	0	1,1	1,1	17,7
850 °С → закалка + отп. 500 °С, 1ч	0,2	2433	2399	0,03	3,6	18,2	21,7	138,65
	0,005	2461	2304	0,05	3,9	21,3	25,1	140,25

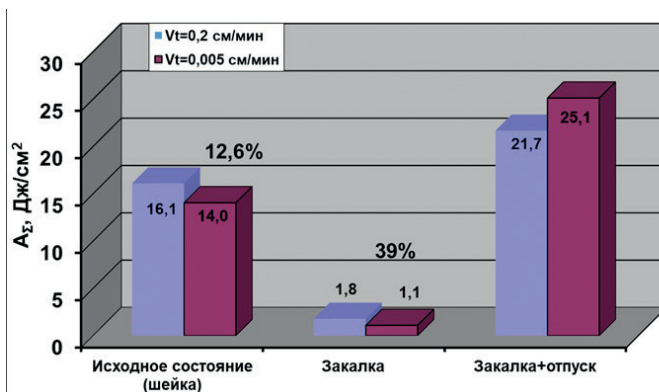


Рисунок 6 – Влияние структурного состояния металла шейки рельса на работу разрушения при различных скоростях нагружения

нию с исходным состоянием более чем в 4 раза. Высокий отпуск после закалки повышает разрушающее напряжение почти в 6 раз. При испытаниях с низкой скоростью нагружения это влияние еще более заметно. При этом разрушение стали в закаленном состоянии происходит в упругой области, что свидетельствует о полностью хрупком механизме разрушения.

Параметры сопротивления разрушению также зависят от структурного состояния рельсовой стали. В закаленном состоянии в шейке рельса наблюдается резкое снижение этих характеристик вследствие преждевременного хрупкого разрушения в результате развития замедленного разрушения. Аналогичным образом изменяется и вязкость разрушения K_{Ic} .

Уменьшение скорости нагружения приводит к снижению средней величины σ_p без изменения величины $\sigma_{от}$, что отражается в снижении величины работы зарождения трещины на ~20%. При этом уменьшается работа распространения трещины и суммарная работа разрушения.

В закаленном состоянии влияние скорости нагружения на параметры сопротивления разрушению рельсовой стали более существенно. Отпуск после закалки повышает сопротивление разрушению рельсовой стали. При этом уменьшение скорости нагружения не снижает, а даже несколько увеличивает параметры сопротивления разрушению.

Таким образом, наибольшей склонностью к замедленному хрупкому разрушению обладает сталь в закаленном состоянии со структурой мартенсита.

Высокий отпуск устраняет склонность к этому виду разрушения, что является следствием релаксации остаточных микронапряжений. Это подтверждает проведенная оценка уровня остаточных микронапряжений $\Delta a/a$. Отпуск при 500 °С уменьшает величину $\Delta a/a$ на 30–40%. Наиболее низкий уровень $\Delta a/a$ наблюдается в стали со структурой перлита (в исходном состоянии).

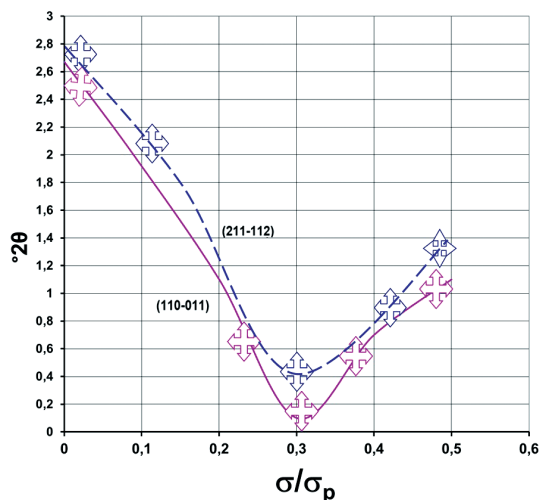
Таким образом показано, что образование мартенсита в шейке в области ликвационной химической неоднородности в зависимости от ее протяженности, может понижать сопротивление зарождению микротрещин в результате развития замедленного хрупкого разрушения и негативно сказывается на эксплуатационной стойкости рельсов, в особенности дифференцированно-закаленных, шейка которых после прокатки охлаждается на воздухе в потоке стана и, в случае образования, мартенситная структура подвергается самоотпуску. Температура самоотпуска зависит от скорости охлаждения после завершения мартенситного превращения. Поэтому для наиболее полного протекания релаксационных процессов в мартенсите и предотвращения развития замедленного хрупкого разрушения необходимо обеспечить температурно-скоростные условия охлаждения.

О физической природе порогового напряжения при ЗХР высокоуглеродистой стали.

Пороговое напряжение при замедленном разрушении т.е. напряжение при нагружении ниже которого не наблюдается разрушение за длительное время в проведенном эксперименте (более 3-х часов) составляет 0,3–0,5 от величины разрушающего напряжения.

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

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



дифракционных дублетов (рисунки 7). Знак напряжений заметно не влияет на уменьшение степени размытия дифракционных линий. Наиболее значительное изменение размытия дифракционных линий происходит при первых 30 минутах нагружения, а дальнейшее уве-

Рисунок 7 – Влияние упругого нагружения на ширину рентгеновских дифракционных линий {110} и {211}, в высокоуглеродистой стали Э76Ф

личение приложенного напряжения (до 500 Н/мм²) приводит к возрастанию величины размытия. Но величина размытия оказывается значительно ниже той, что соответствует закалённому состоянию без нагрузки.

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

Таким образом, установлено, что уровень порогового напряжения при замедленном разрушении высокоуглеродистой закаленной стали близок по величине к минимуму на немонотонной кривой зависимости ширины рентгеновской линии от уровня приложенного напряжения, находящегося на рубеже смены механизмов релаксационных процессов и начала развития микропластической деформации.

Анализ влияния остаточных микронапряжений на склонность высокоуглеродистого закаленного мартенсита к ЗХР.

Критерий склонности к ЗХР должен характеризовать критическое состояние материала в месте зарождения трещины, то есть быть локальным, а также быть независим от геометрии концентратора напряжений и способа приложения нагрузки.

Значения относительного снижения характеристик K_{IC} , $A_Σ$ и $σ_p$ при уменьшении скорости нагружения в 40 раз были приняты в качестве критериев склонности высокоуглеродистого мартенсита к замедленному хрупкому разрушению при изучении роли остаточных микронапряжений в развитии этого вида разрушения.

На рисунке 8 показана зависимость суммарной работы разрушения и критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} от скорости нагружения в

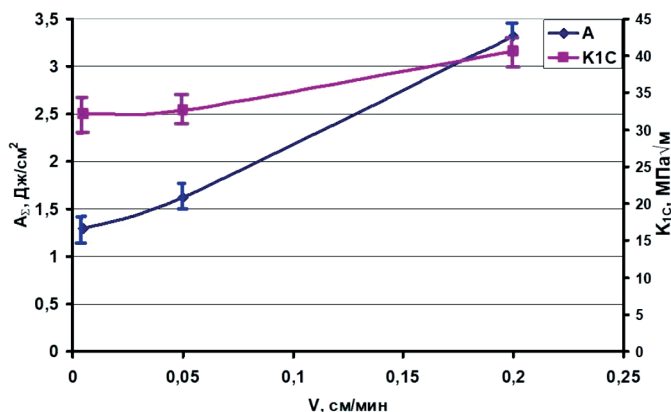


Рисунок 8 – Зависимость суммарной работы разрушения и критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} от скорости нагружения в высокоуглеродистой закаленной стали марки Э76Ф

высокоуглеродистой закаленной стали: при уменьшении скорости нагружения происходит снижение K_{IC} и A_{Σ} , что является следствием развития замедленного разрушения в ходе нагружения с низкой скоростью.

Проведен анализ влияния остаточных микронапряжений на склонность высокоуглеродистого закаленного мартенсита к замедленному хрупкому разрушению на примере сталей с содержанием

углерода 0,65% и 0,75% 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. Проведена оценка связи склонности к ЗХР как с микронапряжениями II рода ($\Delta a/a$), так и с уровнем локальных микронапряжений (δ).

Наиболее опасным с точки зрения развития ЗХР является состояние после закалки со структурой свежезакаленного мартенсита. Показано, что высокий отпуск 500 °С приводит к устранению этого явления.

Из зависимости для высокоуглеродистой стали видно, что снижение суммарной работы разрушения сопровождается ростом локальной концентрации напряжений. Для состояния закалки снижение работы разрушения достигает максимального значения, в низкоотпущенном состоянии происходит падение $\Delta A_{\Sigma}/A_{\Sigma}$, но полностью оно не исчезает, а после отпуска 500 °С снижение работы разрушения не наблюдается (рисунок 9).

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. Показано, что в отличие от низко- и среднеуглеродистых сталей, низкий отпуск (200 °С) высокоуглеродистой стали не устраняет склонность к этому виду разрушения.

В четвертой главе рассмотрено влияние мартенситно-бейнитных неоднородностей на качество и свойства рельсовой стали. Исследована макроструктура и возможности наследования ликвации от непрерывнолитой заготовки в различных областях профиля рельсового проката.

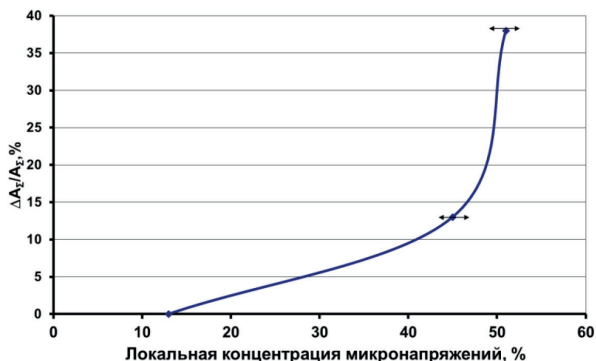


Рисунок 9 – Зависимость снижения суммарной работы разрушения от локальной концентрации микронапряжений в высокоуглеродистой стали Э76Ф

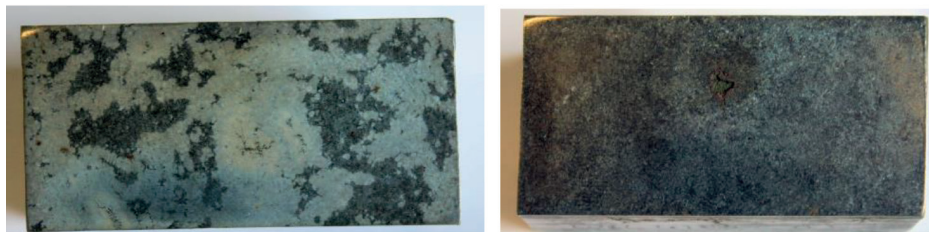


Рисунок 10 – Поперечные шлифы из осевой зоны НЛЗ из рельсовой стали

Содержание легирующих элементов в центральной ликвационной зоне НЛЗ может превышать их среднее содержание в стали. Известно, что происходит наследование ликвационной зоны при прокатке рельсов и термообработке, что впоследствии может приводить к формированию неоднородных сдвиговых структур в отдельных элементах готовых рельсов и развитию процесса ЗХР.

Проведена оценка структурного состояния металла НЛЗ и степени развития ликвационных процессов на образцах шириной 25 мм вдоль малой и большой осей бляма (рисунок 10).

Был проведен количественный спектральный анализ химического состава проб НЛЗ. Построено распределение легирующих элементов и примесей вдоль малой оси бляма от центра до расстояния 90 мм.

Основным ликвирующим элементом во всех исследованных плавках является углерод. Так, в осевой зоне темлета 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 приводит к выделению вторичного цементита и, как следствие, к повышению хрупкости металла. Также можно отметить ликвацию кремния, марганца и ванадия в осевой зоне всех исследованных заготовок.

Кроме того, 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 осевой ликвации (балла 2) возникают ликвационные неоднородности, приводящие к структурной неоднородности в заготовке.

Таким образом, установлена ликвация основных легирующих 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 рельсах.

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

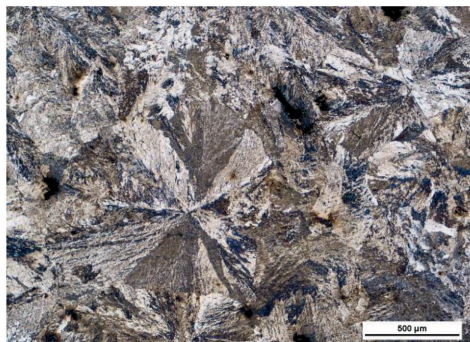


Рисунок 11 – Микроструктура перлита в осевой зоне НЛЗ

В ходе исследования микроструктуры в осевой зоне НЛЗ выявлены области различной травимости: темные соответствуют структуре пластинчатого перлита, а более светлые – сорбиту (рисунки 11, 12). Показано, что мартенситно-бейнитные участки структуры в рельсах обусловлены неоднородностью химического состава, наследуемой при прокатке НЛЗ.

В осевой зоне НЛЗ присутствуют междендритные трещины протяженностью более 1 см. Трещины размером ≥ 12 мм локализованы в областях повышенной концентрации углерода (рисунок 13). В микроструктуре металла по берегам трещин присутствует сплошная сетка грубого цементита и выделения свободного цементита размером более 100 мкм (рисунок 14).

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

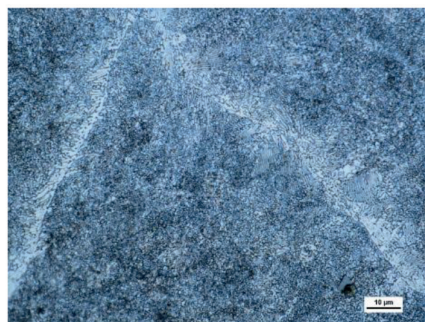
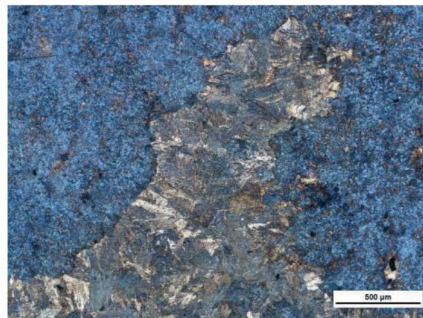


Рисунок 12 – Микроструктура пластинчатого перлита и сорбита в осевой зоне НЛЗ

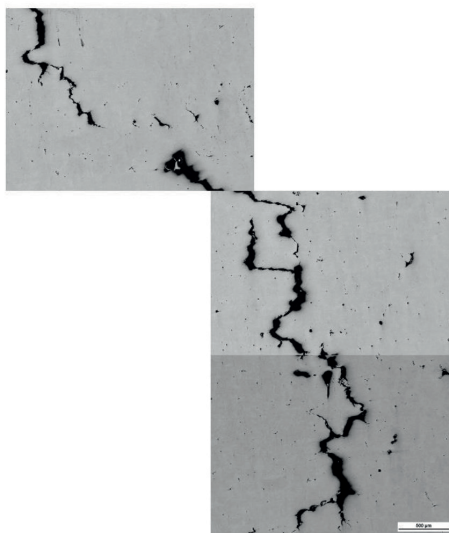


Рисунок 13 – Панорама трещины в НЛЗ

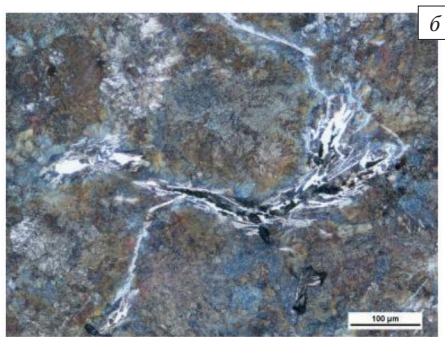
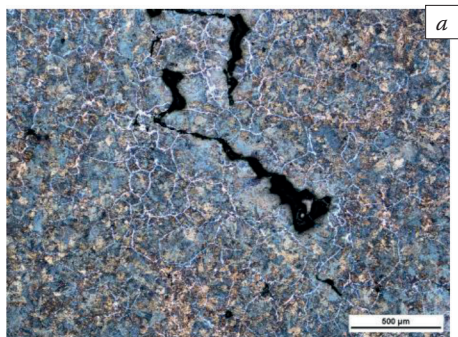


Рисунок 14 – Микроструктура по границам трещины: а) цементитная сетка в осевой зоне НЛЗ; б) выделения свободного цементита

Установлено, что 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 (рисунок 15).

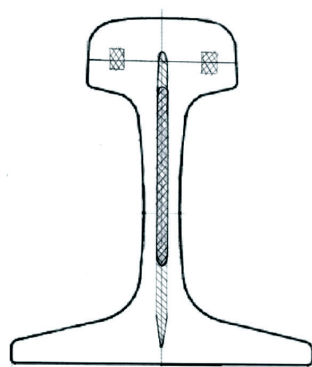


Рисунок 15 – Наиболее вероятные места локализации участков структурной неоднородности с мартенситно-бейнитной структурой

В изломе образцов, разрушенных по дефектам мартенситно-бейнитной неоднородности, выявлено распространение трещины частично по межзеренному механизму с множественными вторичными трещинами, что по-видимому является следствием развития ЗХР (рисунок 16).

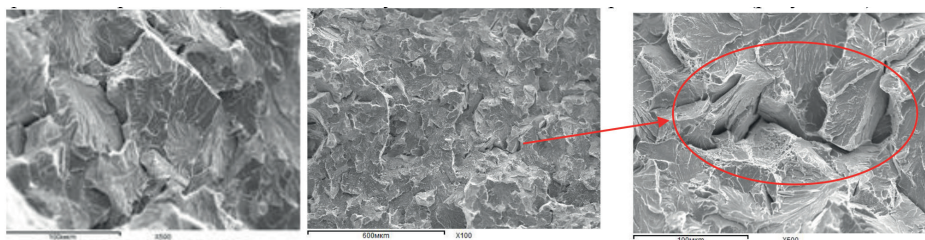


Рисунок 16 – Фрагменты межзеренного разрушения в изломе металла головки рельсов по месту дефектов с мартенситно-бейнитной структурой

Поскольку, как уже отмечалось, при производстве дифференцированно закаленных рельсов шейка не подвергается принудительному охлаждению, представляло интерес оценить температурный интервал самоотпуска металла в этой области рельса, особенно при условии образования мартенситной структуры.

Металлографические и рентгеноструктурные исследования по определению температуры самоотпуска шейки рельсов с участками мартенситной структуры показали, что температура самоотпуска металла шейки рельса составляет $220 \pm 10^\circ \text{C}$ (рисунок 17).

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 18).

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 разруше-

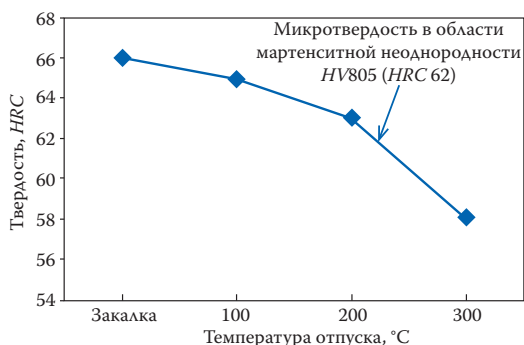


Рисунок 17 – Влияние температуры отпуска на твердость рельсовой стали

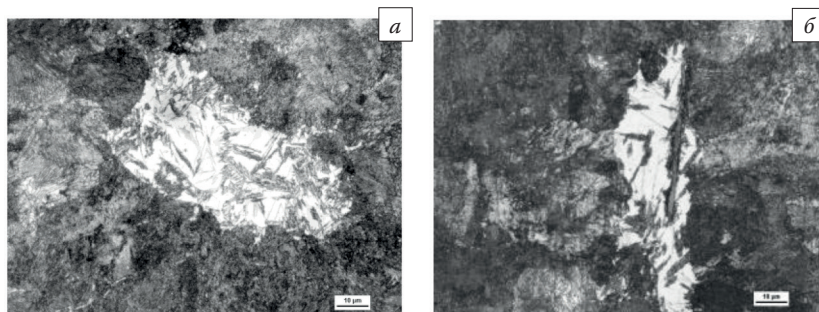


Рисунок 18 – Мартенситно-бейнитная неоднородность: а) в головке рельса; б) в осевой зоне шейки рельса

ния в области мартенситно-бейнитных неоднородностей и повышению эксплуатационной надежности рельсов.

Пятая глава посвящена совершенствованию технологии производства НЛЗ и рельсов.

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» с целью снижения отбраковки по мартенситно-бейнитным неоднородностям и, как следствие, повышения эксплуатационной надежности.

Прокатку опытно-промышленных партий НЛЗ производства АО «ОЭМК» проводили в ТОО «АРБЗ» в соответствии с разработанными технологическими рекомендациями.

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

В ТОО «АРБЗ» для статистической обработки были отсортированы 8 плавков рельсовой стали марки Э76Ф, после чего был проведен статистический анализ сквозной технологии выплавки полупродукта в дуговой печи, обработки стали на установке АКОС, установке вакуумирования стали и непрерывной разливки стали марки Э76Ф с целью определения наиболее вероятных причин отсортировки.

Статистический анализ технологических параметров плавков рельсовой стали марки Э76Ф с отсортировкой НЛЗ показал, что отсортировка наблюдается, как правило, у первой плавки в серии и зависит от содержания углерода и температурно-скоростных параметров разливки.

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 300×360 мм из рельсовой стали марки Э76Ф в ЭСПЦ АО «ОЭМК, включающая следующие основные положения:

- суженные пределы содержания углерода и марганца в готовой стали;
- суженный интервал температуры стали в промковше;
- оптимальное значение скорости вытягивания заготовок 0,5 м/мин с корректировкой ее в зависимости от температуры разливки.

Анализ выполнения рекомендованных технологических параметров при разливке 193 плавков (примерно 28,0 тыс. тонн) в заготовки сечением 300×360 мм из стали марки Э76Ф показал, что по результатам оценки макроструктуры поперечных темплетов от головы 3-х заготовок с каждого ручья МНЛЗ всех первых и последних плавков в сериях степень развития осевой химической неоднород-

ности и центральной пористости в макроструктуре НЛЗ не превышает значений 2-го балла, что соответствует требованиям к качеству поставляемых заготовок.

Прокатка рельсов Р65 категории ДТ350 из непрерывнолитых заготовок промышленной серии плавов была осуществлена на рельсобалочном стане 950/800 ТОО «АРБЗ» в соответствии с соблюдением предложенных технологических режимов. Исследования микроструктуры образцов из контролируемой зоны рельсов показали 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.

Таким образом, технология производства заготовок из стали марки Э76Ф в ЭСПЦ АО «ОЭМК» с рекомендованными параметрами полностью обеспечивает качество макроструктуры литого металла в соответствии с требованиями на поставку НЛЗ в ТОО «АРБЗ» для получения годных рельсов без возникновения структурной неоднородности бейнитно-мартенситного типа в микроструктуре образцов из контролируемых зон рельсов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

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 – микро-

пластическая 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.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ ИЗЛОЖЕНО В СЛЕДУЮЩИХ ПУБЛИКАЦИЯХ:

Публикации в журналах из Перечня ВАК РФ, В журналах, входящих в базу данных RSCI:

1. 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. (0,75 п.л./0,25 п.л.).

2. Гетманова М.Е., Ливанова О.В., **Ливанова Н.О.**, Никулин А.Н., Филиппов Г.А. Повышение эффективности деформационной проработки металла непрерывнолитой заготовки при производстве железнодорожных колес // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2019. № 3. С. 37–47. (1,38 п.л./0,28 п.л.).

3. 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. (0,75 п.л./0,2 п.л.).

4. 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, исключающих их образование в ободке колеса // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 2. С. 57–65. (1,13 п.л./0,23 п.л.).

5. 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. (0,75 п.л./0,23 п.л.).

6. **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. (1,13 п.л./0,35 п.л.).

7. 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. 2021. №1. С. 53–62. (1,25 п.л./0,2 п.л.).

8. 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. 2021. №1. С. 39–48. (1,25 п.л./0,25 п.л.).

9. 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. (0,63 п.л./0,12 п.л.).

10. Филиппов Г.А., **Ливанова Н.О.** Актуальные вопросы улучшения качества и свойств рельсовой стали // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2024. №4. С.96-107. (1,38 п.л./0,69 п.л.).

Публикации в иных печатных изданиях:

11. Ильичев М.В., **Ливанова Н.О.**, Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Влияние плазменной обработки на структурное состояние высокоуглеродистой колесной стали после длительной эксплуатации. В сб.: Перспективные материалы и технологии. Материалы международного симпозиума. В 2-х частях. Под редакцией В.В. Рубаника. 2017. С. 269-271. (0,38 п.л./0,15 п.л.).

12. Ильичев М.В., **Ливанова Н.О.**, Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Проблемы прочности и эксплуатационной надежности высокопрочных конструкционных материалов. В сб.: 60 Международная научная конференция «Актуальные проблемы прочности». 2018. С. 491-492. (0,25 п.л./0,15 п.л.).

13. Ильичев М.В., **Ливанова Н.О.**, Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Влияние структурного состояния высокоуглеродистой плазменноупрочненной стали на сопротивление замедленному хрупкому разрушению. Сб. «Прочность неоднородных структур» X Евразийская науч.-практич. конф. Москва. 20–22 апреля 2021 г. С. 41. (0,13 п.л./0,08 п.л.).

14. Неоднородность структуры и склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой стали. **Ливанова Н.О.**, Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. / Перспективные материалы и технологии / С. М. Алдошин [и др.]; под ред. В. В. Рубаника. – Минск: Изд. центр БГУ, 2021. С.331-344. (1,25 п.л./0,42 п.л.).

15. 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: Матер. междунар. симпоз., Минск, 23–27 августа 2021 г. / под. ред. В.В. Рубаника. Минск: Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации, 2021. С. 108–109. (0,25 п.л./0,15 п.л.).

16. **Ливанова Н.О.**, Филиппов Г.А. Структурообразование при плазменной обработке высокоуглеродистой стали и склонность к замедленному разрушению. В кн.: Актуальные вопросы прочности. Сб. тез. LXIV Международной конференции. Екатеринбург, 2022. С. 56–58. (0,38 п.л./0,25 п.л.).

17. **Ливанова Н.О.**, Филиппов Г.А., Демиров Н.А. Влияние структурного состояния высокоуглеродистых сталей на сопротивление замедленному хрупкому разрушению. В кн.: Актуальные проблемы прочности (АПП-2023). Материалы LXVI Международной конференции. Санкт-Петербург, 2023. С. 64. (0,13 п.л./0,07 п.л.).

18. **Ливанова Н.О.**, Филиппов Г.А., Демиров Н.А. Исследование влияние остаточных микронапряжений на склонность высокоуглеродистой стали к замедленному хрупкому разрушению. В сб.: XXIV Петербургские чтения по проблемам прочности и III молодежная школа-семинар «Механика, химия и новые материалы» / Сб. матер. конф. Санкт-Петербург, 2024. С. 98. (0,13 п.л./0,07 п.л.).

19. **Ливанова Н.О.**, Филиппов Г.А., Демиров Н.А. Структурная неоднородность и трещиностойкость рельсовой стали. Актуальные проблемы прочности: Матер. LXVIII Междунар. науч. конф.: Витебск, 27–31 мая 2024 года / под ред. В.В. Рубаника. Минск: «ИВЦ Минфина», 2024. С. 226–228. (0,38 п.л./0,25 п.л.).