

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Иркутский национальный исследовательский технический университет»

На правах рукописи



Штайгер Максим Григорьевич

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ МЕТАЛЛА РЕЛЬСОВОГО
СТЫКА В УСЛОВИЯХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В
ПРОЦЕССЕ СВАРКИ**

05.16.09 – Материаловедение (в машиностроении)

ДИССЕРТАЦИЯ
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:

кандидат технических наук, доцент

Балановский Андрей Евгеньевич

Иркутск-2021

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	3
1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И СВАРКИ РЕЛЬСОВ, ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ (ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР)	11
1.1 Стали для производства рельсов	16
1.2 Технология термической обработки и механические свойства рельсовой стали	23
1.3 Способы сварки рельсов.....	39
1.3.1 Структура и свойства металла сварного стыка рельса.....	45
1.3.2 Методы контроля качества сварного рельсового стыка	57
1.3.3 Методы исследования структуры сварных швов рельсового стыка	75
1.4 Постановка цели и задач исследования	80
2 ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	83
3 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ НА МАКРО-, МИКРО- И МЕЗО-УРОВНЯХ СТРУКТУРНОЙ ИЕРАРХИИ.....	93
3.1 Оптическая металлография	96
3.2 Электронная микроскопия	102
3.3 Атомно-силовая микроскопия	128
3.4 Дифракционный анализ методом обратного рассеяния электронов (EBSD) .	137
3.5 Обсуждение полученных результатов	157
3.6 Выводы	162
4 ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА СТРУКТУРЫ ЗТВ СВАРНОГО СТЫКА И РАЗРАБОТКА ПРАКТИЧЕСКИХ РЕКОМЕНДАЦИЙ ПО ПОВЫШЕНИЮ КАЧЕСТВА	167
4.1 Испытания на одноосное растяжение	169
4.2 Испытания образцов на ударную вязкость (ГОСТ 9454-78)	175
4.3 Измерения твердости в ЗТВ рельсового стыка	186
4.4 Исследование структуры металла ЗТВ шумами Баркгаузена	203
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	215
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	219

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. Основными направлениями развития железнодорожного транспорта являются увеличение скорости подвижного состава, полезной нагрузки, надежности и безопасности его эксплуатации. Это требует существенного улучшения механических свойств колесных пар и рельсов, способных снизить износ и повысить сопротивляемость контактно усталостным разрушениям. По этим причинам металлургическими компаниями совместно с научно-исследовательскими организациями проведены интенсивные исследования, направленные на разработку нового способа дифференцированного упрочнения головки перлитных рельсов, приводящего к существенному сокращению межпластинчатого расстояния в структуре перлита. Рельсовые перлитные стали с межпластинчатым расстоянием $\sim 0,10\text{--}0,12$ мкм, характеризуются повышенной абразивной износостойкостью, усталостной прочностью и стойкостью к контактным и усталостным дефектам по сравнению с перлитной структурой после традиционной объемной закалки. Эти исследования включены в основные требования к рельсовым сталям ГОСТ Р 51685-2013. В соответствии с планами развития ОАО «РЖД» до 2030 года в области верхнего строения пути основным направлением технической политики является расширение применения бесстыкового пути взамен звеньев, выполненного с использованием контактной сварки с оплавлением. Практика эксплуатации бесстыкового пути на российских железных дорогах показывает, что, несмотря на качественный состав рельсовой перлитной стали, разработанный отечественными металлургами, и оптимальные режимы сварки, предложенные специалистами ВНИИЖТ, количество дефектов сварных швов остается высоким.

Степень разработанности темы исследования. Большой объем, исследований перлитных сталей проведен как отечественными (Л.И. Тушинский, В.Н. Гриднев, В.М. Счастливцев, В.И. Изотов, А.А. Батаев, А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева, Т.И. Табатчикова, Р.А. Саврай и др.), так и зарубежными авторами (E.H. Engel, R. Mehl, J.D. Embury, R.M. Ficher, H. Ohmori,

А.Т. Davenport, M. Gensamer, E.B. Pearsall, W.S. Pellini, J.R. Low и др.). Результаты исследований структурообразования, проведенных с использованием классической оптической микроскопии, фиксирующей только факт образования структур перлита, феррита, мартенсита, бейнита в зоне термического влияния рельсового стыка, вошли в нормативные документы, связанные с технологическим процессом контактной сварки рельсов оплавлением, последующей термообработкой и контролем рельсового стыка. Они представлены в работах А.И. Николина, В.А. Резанова, Е.А. Шура, С.И. Кучук-Яценко, Л.А. Андреевой, В.М. Федина и других ученых.

Необходимо признать, что до сих пор при исследовании рельсовых сталей большое внимание уделялось изучению макроструктуры, механических и трибологических свойств при различных термических и механических воздействиях. В тоже время, такие важные параметры перлитной структуры рельсовой стали после дифференцированной закалки с прокатного нагрева и последующей сварке, отвечающие за прочностные и пластические свойства, как: 1) толщина цементитной пластины, 2) межпластинчатое расстояние, 3) размер перлитной колонии, перлитного блока, 4) малоугловые, большеугловые границы зёрен и субзёрен, пока не исследованы. Слабо освещены вопросы взаимосвязи морфологии перлита со свойствами сварных рельсовых стыков. Сказанное выше определяет актуальность постановки настоящих исследований. Это позволило сформулировать рекомендации по возможности управления параметрами перлитной структуры как в процессе производства рельсовой стали, так и в последующих способах обработки (сварка, термообработка, упрочнение и т.д.).

Целью работы является выявление структурных особенностей, способствующих повышению физико-механических свойств перлита, образующегося в высокоуглеродистых рельсовых сталях в условиях термомеханического воздействия в процессе сварки.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

1. Исследован металл в зоне термического влияния со структурой тонкопластинчатого, грубопластинчатого и частично сфероидизированного

перлита с использованием взаимодополняющих методов оптической, электронной и атомно-силовой микроскопии.

2. Исследованы структура, текстура металла зоны термического влияния (ЗТВ) рельсового стыка с использованием анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD анализ) и установлены ее особенности на микро-, мезо- и макромасштабном уровне.

3. Определено влияние структуры перлита металла в ЗТВ на механические свойства.

4. Разработаны рекомендации по применению неразрушающего контроля металла в ЗТВ по оценке структуры и остаточных напряжений.

5. Разработаны рекомендации по корректировке параметров контактной сварки рельсовых стыков.

Объектом исследования является сваренный стык железнодорожного рельса для бесстыкового пути путевой инфраструктуры, имеющий поперечное сечение в виде простой геометрической фигуры, симметричной относительно одной или более осей.

Предмет исследования – явились особенности структуры металла в зоне термического влияния на макро-, мезо- и микроуровнях, структурные изменения и механические напряжения, влияющие на эксплуатационную стойкость рельсового стыка.

Научная новизна

1. Исследование металла в зоне термического влияния рельсового стыка, полученного при помощи контактной сварки с оплавлением, впервые выполнено путём многоуровневого подхода (на микро-, мезо- и макромасштабном уровне) несколькими взаимодополняющими методами. Установлены особенности морфологии структуры перлитной рельсовой стали (прямолинейная форма пластин, прерывистая с разрывами и изогнутыми пластинами цементита в области линии сплавления). Найдено, что межпластинчатое расстояние, являющееся важным морфологическим признаком структуры перлита, меняется от 90 до 167 нм в пределах перлитной колонии и имеет отличия в продольном и поперечном

направлениях. С ростом температуры аустенизации при сварке и последующем охлаждении межпластинчатое расстояние в перлите изменяется по ширине ЗТВ, что ответственно за неоднородность твердости и предела текучести металла в ЗТВ. Поскольку они связаны со средним межпластинчатым расстоянием в виде функции $\lambda^{-1/2}$. В области линии сплавления средний размер зерна аустенита составляет 254 мкм и далее по мере удаления от нее снижается до 65,3 мкм на расстоянии 5 мм, 18,1 мкм – 10 мм.

2. Установлено, что в процессе контактной сварки оплавлением металла возникает существенная неоднородность структуры и текстуры на микро- и мезомасштабном уровне по всему локальному объёму рельсового стыка. Вблизи линии сплавления вследствие уменьшения размера зерна доля большеугловых границ зерен составляет 0,40-0,50 и увеличивается до значения $\sim 0,72$ на границе раздела частичной сфероидизации перлита. Увеличение доли малоугловых границ зерен до $0,6 \pm 0,02$ в области линии сплавления, связывается с накоплением дислокаций вследствие пластической деформации при осадке рельсов в процессе сварки в месте контактного соединения.

3. Показано, что при испытании на ударную вязкость величина фасетки излома уменьшается с уменьшением размера аустенитного зерна перлитного блока, при незначительном изменении размера перлитной колонии. В большинстве случаев трещины с ветвлением распространяются по нескольким смежным перлитным колониям и меняют направление на границе блока. Доминирующей субструктурой, влияющей на ударную вязкость рельсовых сталей, является перлитный блок, определяемый как область, окруженная высокоугловыми $\Theta < 15^\circ$ границами феррита.

Теоретическая и практическая значимость работы.

1. Данная работа развивает структурные и физические представления о явлениях, возникающих при высокотемпературном деформационном воздействии на высокоуглеродистые рельсовые стали в ЗТВ сварного стыка, морфологических особенностях перлита и количественных значений параметров структуры.

2. Представленные экспериментальные результаты по особенностям перлитной структуры в ЗТВ на различных масштабных уровнях могут быть использованы для корректировки технологических параметров (время сварки, усилие осадки и т.д.) существующих технологических линий сварки рельсов, а также для разработки новых способов сварки и термической обработки.

3. Сформулированы рекомендации по режимам термообработки, обеспечивающим минимизацию снижения твердости в ЗТВ рельсового стыка в процессе сварки.

4. Проведенные исследования будут рекомендованы соответствующим департаментам ОАО «РЖД» для организации контроля структурных характеристик металла ЗТВ рельсового стыка.

5. Предложено использовать метод на основе шумов Баркгаузена для неразрушающего контроля структуры металла при производстве рельса и в ЗТВ рельсового стыка после сварки.

6. Результаты исследований использованы при выполнении лабораторных работ: «Современные методы исследования полиморфных превращений в сталях» для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлениям «Материаловедение», «Технология, оборудование и система качества сварочного производства».

7. Результаты исследования используются в курсе лекции по дисциплине «Сварка давлением» и «Материаловедение при сварке» на кафедре «Машиностроительные технологии и материалы» ИрНИТУ.

Методология и методы диссертационного исследования. Методологической основой исследования послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области изучения перлитных сталей, зарубежные и государственные стандарты РФ, а также теоретические положения по влиянию структуры перлита на механические свойства сталей. Среднее истинное межпластинчатое расстояние (λ_0) было получено из электронных микрофотографий в соответствии с процедурой пересечения Андервуда, в которой автор для оценки среднего истинного расстояния λ_0 рекомендует сначала

определить среднее случайное расстояние λ_r . Для этого на электронную микрофотографию накладывается круглая тестовая сетка диаметром d_c . Подсчитывается количество n пересечений пластин карбида с испытательной сеткой. Эта процедура повторяется для ряда случайно выбранных полей. Затем средний случайный интервал λ_r вычисляется по формуле: $\lambda_r = \pi \cdot d_c \cdot nM$, где M - увеличение микрофотографии. Салтыков С.А. показал, что для перлита с постоянным интервалом внутри каждой колонии среднее истинное расстояние λ_o связано со средним случайным интервалом λ_r соотношением: $\lambda_o = 0,5\lambda_r$. Работа выполнена с использованием комплекса современных методов теоретического и экспериментального исследования: оптической, электронной и атомно-силовой микроскопии; анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD анализ); механических испытаний; использованием методов математической статистики и вычислительного пакета прикладных программ Microsoft Office.

Положения, выносимые на защиту:

1. Результаты металлографических исследований структуры с использованием оптической, электронной и атомно-силовой микроскопии.
2. Результаты оценки текстуры, суб-зеренной и зеренной структуры металла в зоне термического влияния.
3. Результаты фактографических исследований и критериев оценки сопротивляемости металлов контактно-усталостным повреждениям.
4. Результаты исследований распределения твердости и микротвердости в зоне термического влияния.
5. Результаты неразрушающего контроля твердости и остаточных напряжений в сварном стыке методом шумов Баркгаузена.

Содержание диссертации соответствует областям исследований паспорта научной специальности 05.16.09 Материаловедение (по отраслям): 1. Теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей состава и структуры материалов, с комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств, с целью обеспечения надежности и долговечности материалов и изделий; 2. Установление закономерностей физико-химических и

физико-механических процессов, происходящих на границах раздела в гетерогенных структурах; 6. Разработка и совершенствование методов исследования и контроля структуры, испытание и определение физико-механических и эксплуатационных свойств материалов на образцах и изделиях; 11. Развитие методов прогнозирования и оценка остаточного ресурса материалов в машиностроении.

Достоверность полученных результатов определяется использованием при проведении экспериментов современных методов исследований, новейших измерительных приборов и аппаратуры, а также воспроизводимостью и непротиворечивостью результатов, полученных различными методами, и обеспечена применением широко известного математического аппарата; корректностью постановки задач; удовлетворительным совпадением результатов исследований с данными других авторов. Эксперименты проведены с должным количеством испытаний с использованием статистических методов оценки погрешности измерения. При математическом моделировании использованы лицензионные программные пакеты Siemens NX и ANSYS.

Личный вклад автора заключается в формулировании задач, подготовке исходных материалов, проведения экспериментов, обобщении экспериментальных данных и сопоставлении их с известными литературными данными, формулировании выводов по результатам исследований. Все результаты, приведенные в диссертации, получены либо самим автором, либо при его непосредственном участии.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены и обсуждены на:

IX Международном Конгрессе «Цветные металлы и минералы-2017», г. Красноярск, 11–15 сентября 2017 г.; Международном семинаре «Комплексное оснащение лабораторий контроля качества», г. Санкт-Петербург, 18 апреля 2018 г.; VIII Всероссийской научно-технической конференции с международным участием «Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации)», г. Иркутск, 26–28 апреля 2018 г.; Международной конференции

«Авиамашиностроение и транспорт Сибири» 21–26 Мая 2018 г.; Международной научно-практической конференции «Байкал 2018», Ольхонский район, 11–20 июня 2018 г.; 13 Международная конференция «Современные проблемы машиностроения», г. Новосибирск, 12 - 14 декабря 2018 г.; IX Всероссийской научно-технической конференции с международным участием «Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации)», г. Иркутск, 24–26 апреля 2019 г.; X Международной научно-практической конференции «Транспортная инфраструктура Сибирского региона», г. Иркутск, 21 – 24 мая 2019 г.; X Международной научно-технической конференции «Инновации в машиностроения», г. Кемерово, 26 – 29 ноября 2019 г.

Публикации: Основные результаты работы по теме диссертации освещены в 22 работах, из них в изданиях, рекомендованных ВАК – 2, индексируемых в Scopus и Web of Science – 6.

Структура и объем работы. Работа содержит 248 страниц основного текста, 145 рисунков и 15 таблиц. Состоит из оглавления, введения, четырех глав, заключения, библиографического списка из 270 наименований.

1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И СВАРКИ РЕЛЬСОВ, ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ (ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР)

В нормативных документах Правительства РФ, в стратегических планах развития ОАО «РЖД» определены перспективы научно-технического прогресса на железнодорожном транспорте исходя из роли железных дорог в транспортной системе страны в настоящее время и в будущем. Государство образующая роль железнодорожного транспорта не подвергается сомнению. Железнодорожный транспорт занимает ведущее место в транспортной системе страны (80-85 % грузовых и 40 % пассажирских перевозок) [1]. Ответственным элементом перевозочного процесса является верхнее строение пути отвечающее за качество, комфортабельность и безопасность транспортировки пассажиров и грузов, где железнодорожные рельсы выполняют важную функцию (в создании поверхности с наименьшими сопротивлениями для качения колёс подвижного состава, непосредственном восприятии и упругом преобразовании и передаче нагрузки от колёс на подрельсовое основание, направлении ходовых частей локомотивов и вагонов) [2, 3]. Известно, что повреждение рельсов может привести к снижению скорости движения и даже остановке подвижного состава, к нарушению графика движения поездов, а также к аварии или крушению и сопровождается экономическими потерями и человеческими жертвами. В связи с этим в ходе эксплуатации железнодорожного пути к качеству рельсов предъявляются высокие требования [3-15].

Научными и практическими вопросами связанными с верхним строением пути занимались В.Г. Альбрехт, Г.Е. Андреев, Е.М. Бромберг, В.И. Власов, В.Д. Данилов, В.М. Ермаков, В.Н. Зверев, П.С. Иванов, Н.И. Карпущенко, А.Я. Коган, З.Л. Крейнис, В.А. Рейхарт, Н.Н. Кудрявцев, М.И. Кулагин, А.Л. Лебедев, Н.Т. Митюшин, Н.П. Парфёнов, С.П. Тимошенко, Г.М. Шахунянц, Л.М. Школьник, С.С. Черняк, В.Ф. Яковлев и многие другие учёные.

Исследования стыковых соединений рельсов посвящены работы В.М. Афанасьев, Н.М. Воронцов, И.С. Гринь, И.И. Евдокимов-Рокотовский, К.И. Красиков, И.Б. Лехно, А.И. Ольденборгер. Оборудование для сварки рельсов и способы разрабатывали Т.А. Владимирский, И.З. Генкин, Д.Л. Глизманенко, Г. Гольдшмидт, М.А. Карасев, С.И. Кучук-Яценко, А.И. Николин и др.

В работах А.В. Великанова, И.З. Генкина, А.Ф. Золотарского, В.В. Павлова, Е.В. Полевого, А.Б. Добужская, М.В. Темлянцев, Л.П. Мелентьева, Д.К. Нестерова, Я.Р. Раузина, О.С. Скворцова, Е.А. Шура, и других были проанализированы технологические процессы термического упрочнения рельсов.

В.Е. Громов, В.П. Дементьев, Ю.Ф. Иванов, К.В. Морозов, С.В. Коновалов, Н.А. Козырев, Н.М. Кулагин, С.М. Кулаков, С.С. Черняк, Е.А. Шур и другие занимались изучением вопросов оценки качество рельсов и, в частности, состава рельсовой стали. Исследования по оценке чистоты: рельсовой стали, применяемые в разных странах подробно проанализированные в работах К.В. Григоровича, А.А. Дерябина, А.Б. Добужской, Е.А. Шура и др.

Вопросы связанные с исследованием оптимизации профиля для различных условий эксплуатации приведены в работах А.Ю. Абдурашитова, Г.А. Галицына, В.А. Рейхарта и других ученых. Исследования напряжённо-деформируемое состояния пути приведены в работах С.В. Амелина, В.В. Ершова, Д. Игнятич, С.П. Першина, Г.М. Шахунянц и других ученых.

В работах В.В. Муравьева, О.В. Муравьевой, В.А. Стрижак, Л.В. Волковой, В.Е. Громова исследованы остаточные напряжения в рельсах, элементах вагонных колес (бандажах, ободьях) электромагнитно-акустическими методами. Более подробную информацию по всем аспектам верхнего строения пути можно найти в работах, приведенных выше авторов, что существенно облегчает нам анализ литературных источников, т.к. многие вопросы, связанные с производством рельсов и их эксплуатацией, имеют фундаментальную теоретическую и экспериментальную проработку. И мы в дальнейшем будем на них ссылаться и использовать в проведении наших работ.

В тоже время необходимо отметить, что в соответствии с планами развития ОАО «РЖД» до 2030 года в области верхнего строения пути **основным направлением** технической политики является расширение применения бесстыкового пути (в замен звеньевое) и железобетонных шпал (в замен деревянных) на сети железных дорог РФ, которые располагаются в различных климатических зонах. В работе [16] приведены результаты исследования одиночного изъятия рельсов в летний и зимний период на сети дорог РФ. Показано, что в период с абсолютной минимальной температурой (-28°C) количество отдельно смещенных рельсов в зимние месяцы в 1,5-1,7 раза выше, чем в летние, для районов с «очень холодным» климатом с абсолютным минимумом температур до -60°C частота изъятия в зимний период увеличивается до 3,5 раз. Известно [2-6], что одним из основных недостатков звеньевого пути является наличие стыка рис.1.1, т.е. места, в котором происходит "разрыв" рельсовой нити. Соединение двух концов рельса в стыке накладками, не приводит к увеличению жесткости и уменьшению просадки. При движении подвижного состава через такой стык происходит удар колеса о головку принимающего конца рельса и как следствие к интенсивному износу и выкашиванию, смятию (рис. 1.1, в) головки рельсов в зоне стыка на расстоянии 60-80 мм от стыкового зазора. Часто бывают изломы рельсов по болтовым отверстиям, изломы накладок, стыковых болтов, подкладок и крепежителей. Бесстыковой путь не имеет данных недостатков рис. 1.2.

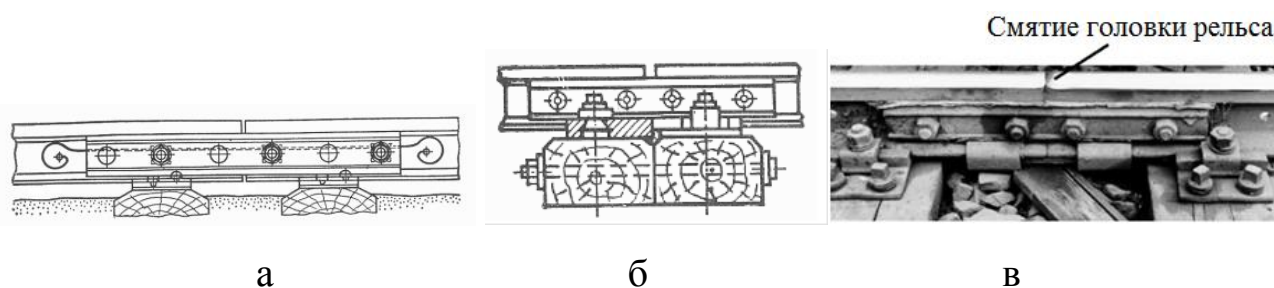


Рисунок 1.1 – Болтовое соединение рельсов: а - стык на весу, б - стык на сдвоенных шпалах, в - стык в процессе эксплуатации

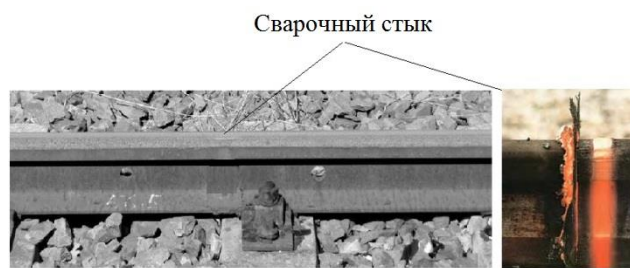


Рисунок 1.2 – Бесстыковое сварное соединение рельсов

На сети железных дорог России стандартная длина рельсов составляет 25 м. В настоящее время налажен выпуск рельсов длиной 100 м на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», ПАО «Челябинский металлургический комбинат». Железнодорожные рельсы при укладке бесстыкового пути свариваются в плети длиной до 800 м. Длина сварных плетей составляет на большинстве железных дорог РФ составляет ~550-800 м. С целью компенсации температурного удлинения и укорочения концов сварных плетей уложены два-четыре уравнильных рельса.

Из работ [3-6] следует, что к достоинствам бесстыкового пути может быть отнесено: уменьшение на 30-40 % затрат на текущее содержание пути и повышение безопасности движения поездов, надёжность конструкции; снижение на 8-10 % основного удельного сопротивления движению поездов. Отказы бесстыковых плетей по дефектам (контактно-усталостным в стыках) возникают в 1,8-2,0 раза реже, чем рельсов звеньевое пути.

Для того, чтобы железнодорожные рельсы отвечали своему назначению, а также для их надёжной работы, рельсы должны обладать рядом свойств [2-5]: должны быть *прочными* (иметь достаточные моменты инерции и моменты сопротивления, чтобы возникающие в них напряжения изгиба и кручения не превышали допустимых значений); *долговечными* (рельсовая сталь должна обладать высокой твёрдостью, износостойкостью и вязкостью); иметь высокую контактно-усталостную выносливость; обеспечивать прямолинейность в вертикальной и горизонтальной плоскостях, в установленные допуски в размерах

поперечного профиля; минимизированы недопустимые дефекты металлургического производства и неметаллические строчечные включения.

С учетом вышесказанного рельсы для бесстыкового пути должны обладать хорошей свариваемостью, которая с одной стороны определяется режимами сварки и состоянием рельсосварочного оборудования, с другой стороны химическим составом рельсов и параметрами их микроструктуры. Практика эксплуатации бесстыкового пути на российских железных дорогах показывает, что несмотря на качественный состав рельсовой стали разработанный отечественными металлургами и оптимальные режимы сварки предложенные специалистами ВНИИЖТ, количество дефектов сварных швов рис. 1.3 остается высоким (данные представлены из доклада от 25.01.2020, главного инженера Управления пути и сооружений ОАО «РЖД», Д.Н. Буркова).



Рисунок 1.3 – Выход рельсов по дефектам сварных стыков (Код дефекта рельса 46.3 – Смятие и износ головки в зоне сварного стыка из-за местного снижения механических свойств металла **после пропуска гарантийного тоннажа**)

Необходимо обратить внимание на важный факт, заключающийся в том, что на протяжении последних 30 лет в нашей стране наиболее распространенным был метод объёмной закалки рельсов в масле с печного нагрева. В настоящее время в РФ окончательно проведена коренная реконструкция рельсового производства на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», построено новое производство на ПАО «Челябинский металлургический комбинат» (далее ЧМК) (основные поставщики рельсов в Российской Федерации). Это позволило внедрить новые технологии изготовления рельсов с

дифференцированным термоупрочнением головки с прокатного нагрева (температура начала термообработки 850 °С; давление воздуха на головку рельса 10-11 кПа, на подошву 4-6 кПа; продолжительность охлаждения 110 с) [19-22] и в полимерной закалочной жидкости [23-29].

Поэтому, для дальнейшего повышения качества рельсовых стыков необходимо провести анализ литературных источников по оценке влияния параметров технологического процесса термической обработки на стадии производства рельсов, на стадии сварки и после сварочной термической обработки на получаемую структуру металла сварного соединения.

1.1 Стали для производства рельсов

В работах отечественных авторов [7, 8, 10, 12 -14, 30-33] зарубежных авторов [34-39] подробно изложены основные технологические моменты производства рельсовых сталей. С момента перехода на стальные рельсы прошло уже более 150 лет, а вопросы повышения качества рельса остаются актуальными, и дискуссия о химическом составе и свойствах продолжается.

В конце XIX – начале XX вв. при Инженерном совете МПС была образована Специальная рельсовая комиссия, которая занималась изучением влияния химического состава рельсовой стали и условий проката заготовок на повышение качества рельсов [40-42]. На основании данных, полученных от металлургических заводов и с железных дорог, Рельсовая комиссия пришла к выводу о влиянии химического состава рельсовой стали на механические свойства рельсов [40, 41]. Совершенствование химического состава рельсовой стали шло по следующим основным направлениям [40, 41]: уменьшалось содержание вредных примесей (серы, фосфора, кислорода и водорода); увеличивалось содержание в стали углерода для устранения в ее структуре мягкой составляющей – феррита – и увеличения количества твердых частиц второй фазы – цементита, входящего в состав тонкопластинчатого перлита. При этом, как показала дальнейшая практика, с повышением содержания углерода в рельсовой стали от 0,5 до 0,8 % С существенно росли ее прочность, сопротивление износу и смятию. В дальнейшем

история рельсовой стали связана с экономическими и промышленными эпохами развития нашей страны. Чтобы увеличить сопротивляемость смятию и износу, начали вводить новые ГОСТы, увеличивая содержание углерода в рельсах. Так, нижний предел для Р50 в 1935 г. составлял 0,38 %, 1941 г. – 0,48 %, в 1948 г. – 0,60 %, в 1961 г. – 0,67 %, в 1980 г. – 0,69 %, 2019 г. – 0,71-0,82 % [42].

По мнению автора [43] в настоящее время открытым остаётся вопрос о структуре металла рельса. *Что лучше перлит, бейнит, мартенсит или смешанные структуры?* Рельсы из сталей перлитного класса подошли к пределу прочностных свойств и в дальнейшем с позиции современных промышленных способов термической обработки имеют ограничения [44]. Однако имеется другая точка зрения, заключающаяся в дальнейшем повышении содержания углерода свыше 1 % в рельсовой стали и к переходу производства заэвтектоидных сталей [11-14, 45]. Авторы работы [46] анализируя эволюцию перлитных рельсовых сталей на примере Северной Америки за последние 50 лет (рис. 1.4) считают, что можно уменьшить межпластинчатое расстояние перлита менее 100 нм, за счет совершенствования технологии производства термоупрочненных рельсов.

Известные российские металловеды Счастливцев В.М., Яковлева И.Я. считают, что тонкопластинчатый перлит – это первый объёмный наноматериал в углеродистой стали [47].

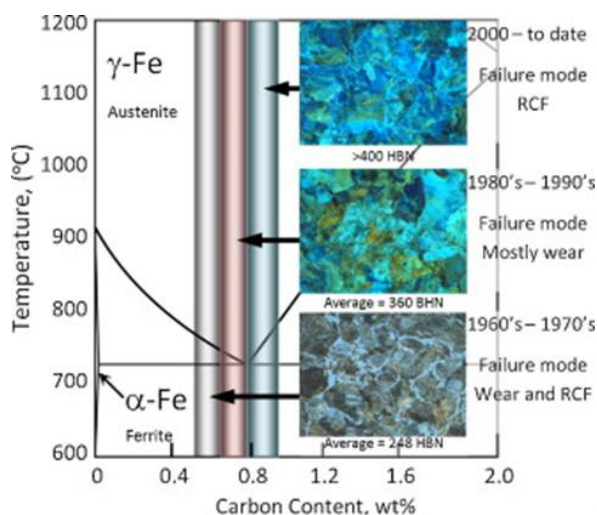


Рисунок 1.4 – Эволюция производства рельсовой стали, связанная с увеличением содержания углерода за последние 50 лет в Северной Америке [46]

Рельсы премиум класса, выпускаемые за рубежом являются убедительным примером этого факта рис. 1.5. По мнению В.Е. Громова, Ю.Ф. Иванова, повышение эксплуатационной стойкости объемно-закаленных рельсов из высокоуглеродистой стали (0,71-0,82 % C), имеющей структуру сорбита закалки, ограничено тем, что твердость этой структуры не может быть выше 400 НВ.

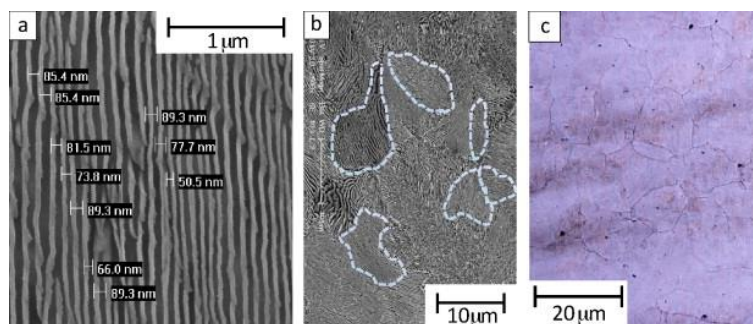


Рисунок 1.5 – Микроструктура premium рельсов: а - межпластинчатое расстояние, б - размер перлитных колоний, с - размер аустенитного зерна [46]

Для создания высокопрочных рельсов, как показывают исследования, необходим переход на другую структуру, в частности, нижнего бейнита, имеющего высокую твердость (более 400 НВ) и образующегося в стали бейнитного класса при охлаждении на воздухе с прокатного или перекристаллизационного нагрева. Получение такой структуры связано с уменьшением содержания углерода в стали (0,20-0,40 %) и введением в нее легирующих элементов (Mn, Si, Cr, V, Mo). Поэтому разработчики бейнитных сталей основываются на критерии экономической целесообразности при выборе соотношений легирующих компонентов. Установлено, что наиболее эффективным является легирование стали молибденом и бором. Лучшие результаты по сквозной бейнитной прокаливаемости достигают при использовании систем легирования Cr-Mo-B или Ni-Mo-B. Такие системы лежат в основе низколегированных составов металла для производства колес и рельсов. Причем при производстве железнодорожных рельсов предпочтение отдают Cr, а в сталь для крестовин вводят Ni. В компании «Nippon Steel Corporation» были разработаны 2 типа низколегированных рельсовых сталей: сталь системы легирования Si-Mn-Nb (NS-I0) и высоким содержанием кремния и марганца, по сравнению с обычной углеродистой сталью. Другой маркой

является сталь Si-Cr-Nb (NS-II) с более высоким содержанием кремния, хрома и ниобия. Для увеличения сопротивления контактным повреждениям в Австрии рельсы производят из бейнитной стали, такие рельсы получили фирменное наименование DOBAIN.

В работе [48] было обнаружено, что бейнитные микроструктуры, образованные при низких температурах превращения, имеют высокую износостойкость, которая во многих случаях была в два раза лучше, чем любая из других исследованных микроструктур (перлит, мартенсит).

Bhadeshia K. D. H. считает [49], что каждая колония перлита представляет собой бикристалл цементита и феррита в двумерных сечениях, цементит придает прочность, но является хрупким. В связи с тем, что перлит бикристалл, то размер колонии, скорее, чем межпластинчатое расстояние, определяет масштаб длины трещины. Поэтому перлитные стали не являются жесткими. Разрушение может происходить из-за относительно небольших стресс-концентрационных флуктуаций [49] внутри рельса или на его поверхности, в результате изготовления или последующего повреждения. Размер колонии перлита и ее межпластинчатое расстояние можно улучшить путем перлитного превращения при более низких температурах. Но более глубокое улучшение микроструктурного фактора в рельсах может быть достигнуто путем получения структуры бейнита рис. 1.6 [50].

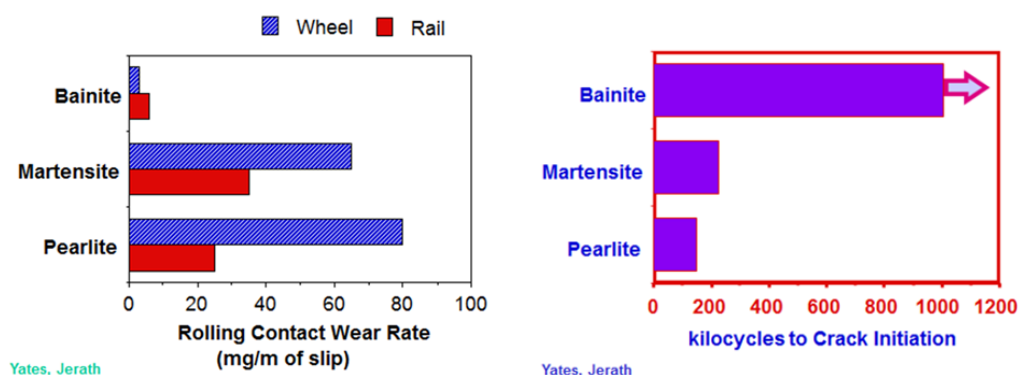


Рисунок 1.6 – Сравнительные характеристики бейнитных, перлитных, мартенситных структур при испытаниях на двухдисковой машине, имитирующей контактное взаимодействие колеса и рельса [50]

Bhadeshia K. D. H. отмечает, что даже когда перлитные и бейнитные стали имеют схожие характеристики износа, низкое значение концентрации углерода (почти в 3 раза) у бейнитных сталей обеспечивает лучшую пластичность, вязкость и свариваемость.

За рубежом для обеспечения условий высокоскоростного и тяжеловесного движения разработаны бейнитные стали с высокими механическими показателями, что увеличивает сопротивляемость контактно – усталостным повреждениям, а поверхностная твердость в таких сталях достигает 500-550 НВ [51].

В работе [52] проведены исследования бейнитных сталей серий А, В, С, которые показали, что поверхностный слой стали серии А с твердостью 422 НВ имеет меньшую зону пластической деформации в процессе эксплуатации, чем стали серии В и С твердостью 374-390 НВ. Авторы работы считают, что снижение уровня углерода позволяет компенсировать наследственное крупное зерно и достичь уровня ударной вязкости в бейнитных отливках до 50 Дж/см², после термической обработки – до 70 Дж/см², что отвечает лучшим показателям литейных экономно легированных сталей. Вязкость, характеризующая поведение сталей при хрупком изломе, у бейнитных сталей выше, чем у перлитных (рис. 1.7). В работе [53] приведены данные о бейнитных рельсовых сталях, исследованных фирмой Thyssen, из которой следует, что эти стали делятся на две группы: с очень низким (ниже 0,1 %) и высоким (0,36-0,45 %) содержанием углерода.

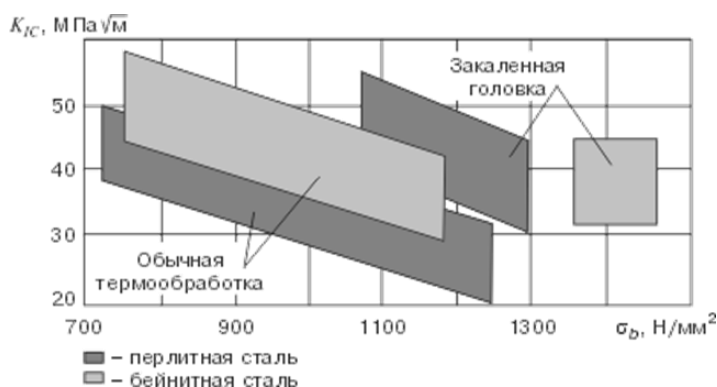


Рисунок 1.7 – Сравнение параметра K_{IC} при температуре $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ для перлитной и бейнитной рельсовых сталей

В целом же в бейнитных сталях оно значительно ниже, чем в традиционных перлитных. При содержании углерода до 0,1 % и ниже в стали формируется

бескарбидный гранулированный бейнит. Он состоит из гранул вытянутых зерен или толстых реек бейнитного феррита (пересыщенная углеродом α -фаза), по границам которых расположены пластины или рейки (пленки) остаточного аустенита, который частично может распадаться на мартенсит в процессе пластической деформации при эксплуатации тем самым повышая износостойкость. При уровне углерода выше 0,2-0,3 % в стали доминирующими структурами являются верхний и нижний бейнит. Сильное влияние на морфологию бейнита оказывает легирование. Существует много опубликованных исследований, в которой сообщается, что износостойкость бейнитных сталей выше, по сравнению с перлитными рельсовыми сталями [54-56]. Низкоуглеродистые бейнитные стали уже успешно используются в качестве рельсовых материалов на стрелочных переводах, в кривых малого радиуса и т.д. Их устойчивость к ударному износу превосходит обычные перлитные рельсовые стали.

В диссертационной работе Корневой Л.В. показано, что интенсивность бокового износа рельсов из стали бейнитного класса марки Э30ХГ2САФМ составила 0,18 мм/100 млн. тонн брутто, вертикального - 0,13 мм/100 млн. тонн брутто, что на 10 и 23 % меньше по сравнению с интенсивностью износа объемно-закаленных рельсов из стали перлитного класса марки Э76Ф которая составляет 0,20 и 0,16 мм/100 млн. тонн брутто соответственно. В процессе эксплуатации рельсов из стали марки Э30ХГ2САФМ зафиксировано увеличение прочности и пластичности, что обусловлено развитой ячеистой дислокационной структурой [57].

В тоже время есть работы, которые указывают, что износостойкость бейнитных сталей на 10-40 % уступает перлитным рельсовым сталям [58-61].

Так, например, Клейтон и его коллеги [61] утверждают, что результаты различных работ по оценки износостойкости бейнитных рельсовых сталей не были систематизированы и изучены с учетом конкретных условий испытаний, химического состава и других механических свойств. Часто в работах не было указано, какая форма структуры бейнита была проверена в ходе испытаний. Как был получен данный тип бейнита в стали. Они также отметили, что низкая

износостойкость в бейнитных сталях, может быть связана с присутствием смешанных микроструктур, содержащими другие фазы.

В 2011 году в техническом отчете [62] по результатам сравнительных испытаний на полигоне для ускоренных испытаний FAST (U.S.A.) сталей бейнитного, перлитного и маргонцовистого класса (табл. 1.1) сказано следующее: *«Бейнитная рельсовая сталь имеет самые высокие механические свойства по сравнению марганцевых и перлитными рельсовыми сталями. Изучение микроструктурных особенностей показывает, что бейнитная сталь имеет более сложную структуру, чем другие исследуемые стали. Поведение усталости было исследовано путем проведения FCP-анализа бейнитных, марганцевых и перлитных рельсовых сталей. Было установлено, что бейнитная рельсовая сталь имеет больший отрезок времени без трещинообразования, далее следует марганцевая сталь, а затем перлитная сталь. Среднее общее время циклов усталости испытанных образцов из бейнитной стали **примерно в семь раз больше**, чем для перлитных, испытываемых при тех же условиях».*

Таблица 1.1 – Химический состав сталей для испытаний на полигоне FAST [62]

Element	C	S	P	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	Mo	Ti	Al	V	W	B
	% by weight													
Bainitic Steel	0.23	0.008	0.012	1.96	1.84	0.14	1.93	0.13	0.43	0.034	0.045	0.007	0.01	0.0047
Pearlite Steel	0.72-0.78	0.037	0.035	0.1-0.6	0.25-0.5	0.25	0.6-12.5	-	0.1	-	-	0.03-0.05	-	-
Manganese Steel	0.9-1.05	-	0.07	1 max	-	-	11.5-14	-	-	-	-	-	-	-

Несмотря на продолжающуюся дискуссию [11, 12, 21, 30-49, 51-65] по вопросу оптимальной структуры рельсовой стали необходимо констатировать, что в настоящий момент, единственным нормативным документом в РФ регламентирующим окончательные требования к форме рельса, химическому составу, структуре и механическим свойствам, порядку контроля качества, маркировки и т.д. является ГОСТ Р 51685-2013 [66]. Приведем состав рельсовой стали согласно ГОСТ Р-51685-2013 табл. 1.2. Категории рельсов по способу термической обработки также регламентируются ГОСТ Р-51685-2013.

Таблица 1.2 – Химический состав рельсовой стали ГОСТ Р-51685-2013

Марка стали	Массовая доля элементов, %								
	Углерод	Марганец	Кремний	Ванадий	Хром	Азот	Фосфор	Сера	Алк-мений
							Не более		
90ХАФ	0,83-0,96	0,75-1,25	0,25-0,60	0,08-0,15	0,20-0,60	0,010-0,020	0,020	0,020	0,004
76ХАФ	0,71-0,82	0,75-1,25	0,25-0,60	0,05-0,15	0,20-0,60	0,010-0,020	0,020	0,020	0,004
76ХФ	0,71-0,82	0,75-1,25	0,25-0,60	0,03-0,15	0,20-0,80	-	0,020	0,020	0,004
76ХСФ	0,71-0,82	0,75-1,25	0,25-0,60	0,05-0,15	0,50-1,25	-	0,020	0,020	0,004
90АФ	0,83-0,96	0,75-1,25	0,25-0,60	0,08-0,15	Не более 0,20	0,010-0,020	0,020	0,020	0,004
76АФ	0,71-0,82	0,75-1,25	0,25-0,60	0,05-0,15	Не более 0,20	0,010-0,020	0,020	0,020	0,004
76Ф	0,71-0,82	0,75-1,25	0,25-0,60	0,03-0,15	Не более 0,20	-	0,020	0,020	0,004

Новый ГОСТ Р-51685-2013 на рельсовые стали с позиции структурообразования полностью подчинен одной из важнейших и наиболее сложных структурных составляющих железоуглеродистых сплавов – перлиту. Все приведенные в нормативном документе составы сталей и методы их термической обработки, в конечном счете обеспечивают получение те или иные механические свойства основной структурной составляющей этих сталей - перлита.

1.2 Технология термической обработки и механические свойства рельсовой стали

В настоящее время установлено исследованиями различных авторов и подтверждено практикой, что путем сочетания легирования стали и термической обработки можно получить рельсы высокой надежности и прочности. В работах известных ученых подробно рассмотрены вопросы термической обработки рельсов, описаны технологические режимы и механические свойства [2, 6-10, 12-16, 19-33, 63, 67-70]. Определяющим фактором в повышении механических свойств и соответственно эксплуатационной стойкости рельсов выступает технология термической обработки. Известно [71], что эксплуатационная стойкость рельсов после термического упрочнения увеличивается в 1,4-1,5 раза относительно горячекатаных рельсов. В работе [15,36,70-73] проведен анализ исторического производства и термической обработки рельсов в мире, показан современный этап

производства табл. 1.3.

Таблица 1.3 – Современный этап развития способов термического упрочнения рельсов

Компании	Город, страна	Вид нагрева	Среда охлаждения	Структура
Азовсталь *	Мариуполь (Украина)	С отдельного нагрева	Водо-воздушная смесь	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
Евраз, НКМК*	Новокузнецк (Россия)	С отдельного нагрева	Масло	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
Евраз, НТМК*	Нижний Тагил (Россия)	С отдельного нагрева	Масло	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
Corus (Sogearail)8	Аянж (Франция)	С отдельного нагрева	Сжатый воздух	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
Nippon Steel *	Явата (Япония)	С прокатного нагрева	Сжатый воздух, вода	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
JFE Steel *	West Japan Works (Япония)	С прокатного нагрева	Сжатый воздух	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
Voest Alpine*	Донавиц (Австрия)	С прокатного нагрева	Водный раствор полимера	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
Evraz Rocky Mountain *	Штат Колорадо (США)	С прокатного нагрева	Сжатый воздух	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
ArcelorMittal *	Стилтон (США)	С прокатного нагрева	Вода	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
Panzhihua *	Сычуань (Китай)	С прокатного нагрева	Водо-воздушная смесь	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
Евраз, НКМК	Новокузнецк (Россия)	С прокатного нагрева	Сжатый воздух	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита
ЧМК, Мечел	Челябинск (Россия)	С прокатного нагрева	Водный раствор полимера	зерна пластинчатого перлита, свободные зерна феррита

* Данные 2009 года

В настоящий момент лидерами, по мнению Полевого Е.В. в производстве рельсов, «обеспечивающими наилучшие показатели эксплуатационной стойкости являются производители Японии (Nip-ponSteel&SumimotoMetallcorp.), Франции (TataSteel) и Австрии (Voestal-pineSchienen). Применяемые ими технологии отличаются по способу нагрева под закалку, химическому составу рельсовой стали, видам закалочных сред, но общим для всех ведущих мировых производителей является дифференцированная по сечению термическая обработка рельсов, которая обеспечивает получение закаленной головки и структуру горячекатаного металла в шейке и подошве рельсового профиля. Такое

распределение оказывает положительное влияние на эпюру остаточных напряжений, которые, в свою очередь существенно влияют на эксплуатационную стойкость рельсов» [73].

В 2013 году состоялся горячий пуск рельсобалочного стана на Челябинском металлургическом комбинате (ЧМК). В технологической линии установлены три 110-метровые закалочные ванны, в которых производится дифференцированная закалка рельсов в растворе полимера, позволяющая получить требуемый комплекс механических свойств (рис. 1.8, 1.9).



Рисунок 1.8 – Рельсобалочный стан на Челябинском металлургическом комбинате (ЧМК)



Рисунок 1.9 – Дифференцированная закалка рельсов в растворе полимера на Челябинском металлургическом комбинате (ЧМК)

В 2013 году закончена масштабная реконструкция рельсового производства на АО «ЕВРАЗ ЗСМК», что позволяет производить длинномерные (длиной до 100 м) дифференцированно термоупрочненные рельсы с использованием тепла прокатного нагрева рис. 1.10. Согласно информации представленной выше и анализу литературных источников [2, 6-10, 12-16, 19-33, 63, 67-70] термические

способы обработки рельсов для получения высоких показателей механических свойств возможно разделить на: объемную, поверхностную, термомеханическую, ступенчатую и изотермическую, дифференцированную. Все эти методы должны обеспечивать получение однородной структуры пластинчатого перлита.

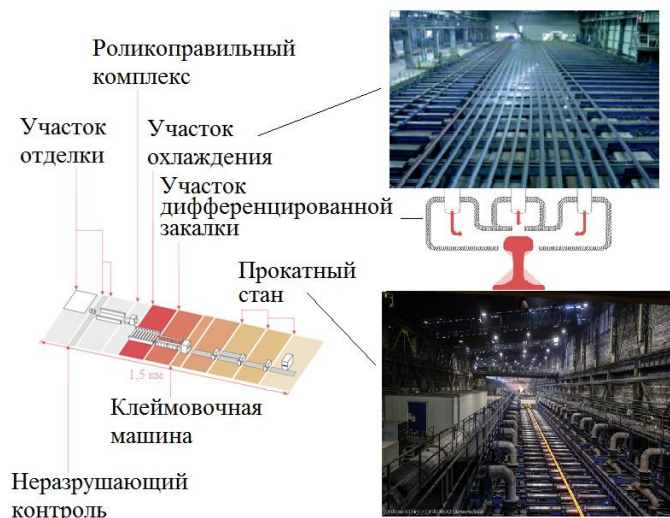


Рисунок 1.10 – Общая схема производства стометровых рельсов на «ЕВРАЗ ЗСМК»

В 2020 году в РФ на железных дорогах в эксплуатации находятся в основном рельсы только двух производителей «ЕВРАЗ ЗСМК» и ЧМК.

Большой объем металлографических исследований процессов структурообразования в рельсовых сталях после объемной и дифференцированной закалки производства «ЕВРАЗ ЗСМК» с применением растровой и просвечивающей микроскопии выполнен в работах Е. Громова, А.Б. Юрьева, К.В. Морозова, Ю.Ф. Иванова, О.А. Перегудова и др. авторов [74-79]. Исследования микроструктур рельсовых сталей представлен в обобщающих работах [79, 80].

Были исследованы структуры после объемной закалки рельсов категории «В», «ИК», «НЭ» по режимам [74-78]: нагрев до ~ 850 °С, выдержка 50-52 мин., закалка в масле, последующий отпуск при 460 °С в печах с выдержкой 2 часа и дальнейшее охлаждение на воздухе. Структура рельсовой стали, независимо от категории рельсов («В», «ИК», «НЭ») и расстояния исследуемого слоя до поверхности катания, представлена зернами перлита пластинчатой морфологии,

зернами структурно свободного феррита и зернами феррито-карбидной смеси. Объемно закаленные рельсовые стали после полного цикла термомеханической обработки имеют следующие значения твердости таблице 1.4.

Таблица 1.4 – Твердость рельсов различной категории [80]

Режим обработки	Категория рельсов	Расстояние от поверхности, мм	Твердость по центральной оси, HRC	Твердость по выкружке, HRC
Объемно-закаленные рельсы	В	2	34,8	33,5
		10	37,6	39,4
	ИК	2	37,2	38,4
		10	38,0	39,3
	НЭ	2	36,2	35,3
		10	32,6	33,3

В работе [80] установлено, что основной структурной составляющей рельсовых сталей после объемной закалки являются зерна пластинчатого перлита и зерна феррито-карбидной смеси табл. 1.5.

Таблица 1.5 – Относительное содержание структурных составляющих рельсов [80]

Режим обработки	Категория рельсов	Расстояние от поверхности, мм	По центральной оси			По выкружке		
			V(1)	V(2)	V(3)	V(1)	V(2)	V(3)
Объемно-закаленные рельсы	В	2	0.58	0.38	0.04	0.79	0.18	0.03
		10	0.70	0.24	0.06	0.65	0.30	0.05
	ИК	2	0.72	0.25	0.03	0.83	0.13	0.04
		10	0.69	0.27	0.04	0.73	0.23	0.04
	НЭ	2	0.55	0.42	0.03	0.47	0.50	0.03
		10	0.74	0.21	0.05	0.61	0.36	0.03

Примечание: V(1) – относительное содержание зерен перлита; V(2) – относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси; V(3) – относительное содержание зерен структурно свободного феррита.

Относительное содержание первых (зерна пластинчатого перлита) изменяется в пределах от 0,47 до 0,74, вторых (зерна феррито-карбидной смеси) – в пределах от 0,21 до 0,50 структуры стали (табл. 1.5). Относительная объёмная доля зёрен структурно свободного феррита сравнительно мала (0,03-0,05 структуры стали). Увеличение относительного содержания зерен феррито-карбидной смеси сопровождается увеличением твердости HRC стали (табл. 1.6).

Таблица 1.6 – Сопоставление результатов анализа твердости HRC и структуры

рельсов [80]

Режим обработки	Категория рельсов	Расстояние от поверхности, мм	По центральной оси		По выкружке	
			HRC	V(2)	HRC	V(2)
Объемно-закаленные рельсы	В	2	34,8	0.38	33,5	0.18
		10	37,6	0.24	39,4	0.30
	ИК	2	37,2	0.25	38,4	0.13
		10	38,0	0.27	39,3	0.23
	НЭ	2	36,2	0.42	35,3	0.50
		10	32,6	0.21	33,3	0.36

Примечание: V(2) – относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси; HRC-твердость.

По мнению Морозова К.В. выявленная закономерность изменения твердости материала обусловлена состоянием дефектной субструктуры его составляющих (зерен структурно свободного феррита, зерен пластинчатого перлита и зерен феррито-карбидной смеси). Проведенные авторами исследования показали [74-80], что основной структурной составляющей рельсовой стали после объемной закалки являются зерна пластинчатого перлита, относительное содержание которых зависит преимущественно от места вырезки образца (по центральной оси или на выкружке). Установлено [80], что межпластинчатое расстояние зерен перлита рельсов различных категории изменяется при удалении от поверхности на расстояние 10 мм табл. 1.7.

Таблица 1.7 – Средняя величина межпластинчатого расстояния зерен перлита рельсовой стали [80]

Режим обработки	Категория рельсов	Расстояние от поверхности, мм	h, нм (по центральной оси)	h, нм (по выкружке)
Объемно-закаленные рельсы	В	2	85	80
		10	100	100
	ИК	2	100	87
		10	97	90
	НЭ	2	95	80
		10	132	110

Известно, что пластинчатый перлит – эвтектоидная смесь феррита и цементита, в которой обе фазы имеют форму пластинок [81-83]. Отмечается, что с увеличением переохлаждения растет число колоний перлита, а сами пластинки становятся более тонкими. При этом, чем дисперсные структуры пластинчатого

перлита, тем выше прочность стали и ниже критическая температура ее хладноломкости [81-83]. Исследования рельсовой стали после объемной закалки показывают [74-80], что пластинчатый перлит рельсовой стали характеризуется наличием различного рода несовершенств: наблюдаются ферритные мостики (участки феррита, разделяющие пластину цементита), пластины цементита искривлены и не параллельны друг другу, имеют различного типа сrostки [80]. Анализ результатов работ [75-80] показывает, что средняя величина межпластинчатого расстояния структуры перлита рельсовых сталей после объемной закалки изменяется в пределах от 80 нм до 132 нм и незначительно увеличивается при переходе от слоя, расположенного на глубине 2 мм к слою, расположенному на глубине 10 мм. В соответствии с ГОСТ 8233-56, перлитная структура рельсовой стали относится к первому баллу, характеризуется как сорбитообразная, тип структуры – троостит [80].

В работах Полевого Е.В. с коллегами, посвященных разработке на «ЕВРАЗ ЗСМК» технологии дифференцированной термической обработки воздухом с использованием тепла прокатного нагрева рельсов категории качества ДТ350 показано [19-21, 73]: *«..... что микроструктура рельсов удовлетворительная и представляет собой пластинчатый перлит, оцениваемый 2 – 3 номером шкалы 1 ГОСТ 8233 с разрозненными участками феррита по границам зёрен, количество которого составляет менее 5 % и оценивается номером 1,5 шкалы 7 ГОСТ 8233. По мере удаления от поверхности перлит приобретает более грубое строение. Величина зерна исследуемого металла оценивается 7 номером шкалы 2 ГОСТ 5639-82)».*

Электронная микроскопия металла рельса после дифференцированной термической обработки представляет собой тонкопластинчатый перлит (рисунок 1.11) с участками вырожденного перлита, который представляет собой зерна феррита, содержащие цементит различной формы (рисунок 1.12). Структурно-свободный феррит преимущественно представлен в виде сетки по границам бывших аустенитных зёрен, а также в виде отдельных зёрен. Толщина ферритной сетки не превышает 0,6 мкм. Величина перлитных колоний составляет 6 мкм,

межпластинчатое расстояние $0,17 \pm 0,04$ мкм [73].

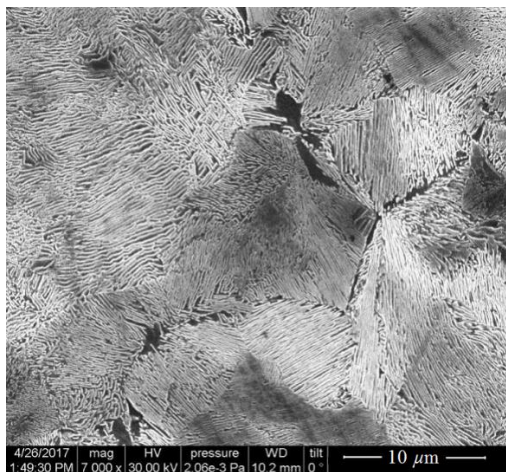


Рисунок 1.11 – Микроструктура рельсовой стали, тонкопластинчатый перлит $\times 7000$ [73]

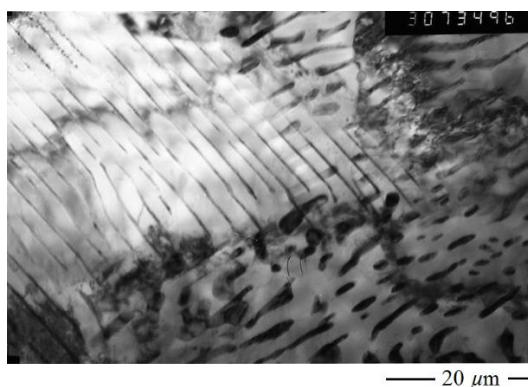


Рисунок 1.12 – Микроструктура рельсовой стали, зерна феррита, содержащие цементит различной формы, $\times 20\,000$ [73]

В работе [80] представлены результаты сравнения микроструктуры металла объемно-закалённых и дифференцированных рельсов. Так, например, в частности анализ зеренной структуры показал существенное различие в зависимости от режимов дифференцированной закалки. В тоже время более однородная структура (более близкие параметры по центральной оси и по выкружке, выявленные при исследовании стали методами дифракции рентгеновских лучей) формируется при объемной закалке рельсов.

В работе [20] проведено сравнение объемно-закалённых и дифференцированных рельсов, последние рельсы отличаются более низкими

значениями ударной вязкости и несколько более высокими значениями твердости на поверхности катания и по сечению головки, а также более низкими значениями твердости в шейке и подошве относительно аналогичных величин объемно-закаленных рельсов. Сравнение механических свойств объемно-закалённых и дифференцированных рельсов показано в табл. 1.8.

Таблица 1.8 – Сравнение механических свойств объемно-закалённых (1) и дифференцированных рельсов (2) [20]

Проба	Механические свойства при растяжении				КСУ, Дж/см ² при +20 °С	НВ							
						По сечению головки рельса, на расстоянии от поверхности катания					шейка	подошва	
	Пкг	10 мм				22 мкм	1	2					
		σ_{T_2} Н/мм	σ_{B_2} Н/мм	δ , %					Ψ , %	По цен- тру		По вык- ружке 1	По вык- ружке 2
1	930	1260	11	35	41; 34	370	375	-	-	373	359	366	370
2	910	1300	13	35	19; 21	395	388	385	388	375	341	352	345

Необходимо отметить, что одна из важнейших характеристик перлита, регламентируемой ГОСТом, является величина межпластинчатого расстояния. После дифференцированной закалки средняя величина межпластинчатого расстояния изменяется в пределах от 105 нм до 200 нм и уменьшается при удалении от поверхности катания, как по центральной оси, так и по выкружке рельсовой стали. Зерна пластинчатого перлита преимущественно несовершенны. Часто пластины цементита искривлены и непараллельны друг другу, имеют различного типа сrostки, наблюдаются ферритные мостики (т.е. участки феррита, разделяющие пластину цементита) [80].

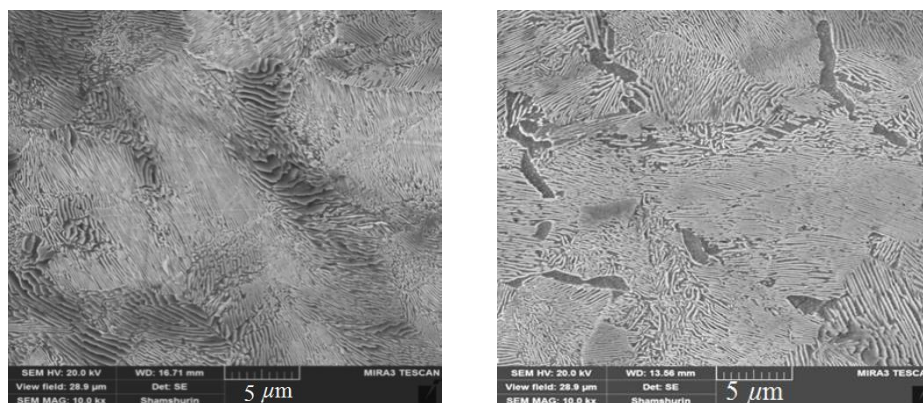
В работах [74-80] делаются общие выводы, что в образцах объемно закаленных рельсов по сравнению с образцами, подвергнутыми дифференцированной закалке, в 2...10 раз мельче зерна перлита, в ~5 раз больше зерен феррита и в ~1,5 раза толще поверхностный слой со сплошной сеткой зерен феррита. После объемной закалки формируется более однородная в морфологическом отношении (зерна перлита, феррита и феррито-карбидной смеси) структура (по сравнению со структурой стали, формирующейся в результате дифференцированной закалки) в приповерхностном слое стали. Показано [80], что после объемной закалки структура рельсов менее однородна по количеству

концентраторов напряжений, приходящихся на единицу площади материала (по сравнению со структурой рельсов, формирующейся в результате дифференцированной закалки) в приповерхностном слое рельсов (слое толщиной ~2 мм) и более однородна в слое, расположенном на расстоянии ~10 мм от поверхности катания.

Металлографических исследований структуры рельсов, выпускаемых на Челябинском металлургическом комбинате по технологии дифференцированной закалки рельсов в растворе полимера (впервые аналогичная технология была применена компанией Voest Alpine) практически нет в открытой печати в таком объёме, как по рельсам производимых «ЕВРАЗ ЗСМК». В тоже время, есть общая информация в различных источниках [11, 15, 23-25, 28, 29, 36, 37, 53, 84, 85] о свойствах рельсовой стали после дифференцированной закалке рельсов в растворе полимера или других жидких средах [86-89].

В работе [85] приведены результаты сравнения механических свойств рельсов, изготовлены из сталей перлитного класса после дифференцированной закалки с прокатного нагрева, которые имеют структуру сорбитообразного пластинчатого перлита. Величине межпластинчатого расстояния, составила 200 нм для рельсов ДТ350 отечественного производства, 250 нм – для рельсов производства США, 140 нм – для рельсов производства Японии. Авторы делают заключение, что независимо от способа охлаждения при дифференцированной закалке рельсов у разных производителей значения межпластинчатого расстояния исследуемых рельсов близки друг к другу.

В работе [53] приводятся результаты исследования сравнения образцы рельсов Р65, прокатанные на линейном стане Нижнетагильского металлургического комбината, а также австрийских рельсов, произведенных компанией Voest Alpine рис. 1.13. Показано, что основной структурой рельсовой стали после дифференцированной закалки в растворе полимера является перлит. Межпластинчатое расстояние составляет 60÷160 нм.



а

б

Рисунок 1.13 – Микроструктура рельсов: а – рельсы производства Voest Alpine;
б – рельсы производства НТМК

Анализ патентной литературы по способам закалки рельсов показывает, что в принципе, большинство заявителей меняют только технологические параметры в пространстве и во времени, но сущность процесса, в результате которого получается высокодисперсная структура перлита при этом не меняется.

В работах Е.А. Шура [44, 70] для обеспечения высокой эксплуатационной стойкости рельса был предложен - принцип однотипной структуры: *«Для обеспечения высокой работоспособности термически упрочнённых рельсов структура должна быть однородной и однотипной по всей глубине участков, где возможно образование повреждений рельсов (дефектов контактной усталости)»*. Вполне естественно металлурги пытаются повысить именно прочностные свойства головки рельса на определённую глубину и внедряют дифференцированные способы термической обработки рельса. Кроме того, принцип однородности структуры рельса даже для распространённого способа объёмной закалки в масле трудно обеспечить т.к. конструктивные особенности рельса вносят свои коррективы. С позиции сопротивления материалов рельсовый путь можно представить как балки, лежащих на многих опорах. Известна форма балки, хорошо работающая на изгиб, – двутавр – была положена в основу поперечного профиля рельса [90, 91]. Поскольку поверхность катания рельса при изгибе работает не только на сжатие, но и на износ (истирание), целесообразно в

верхней полке двутавра сосредоточить больше материала (с запасом на износ), чем в нижней [90]. Из экономических соображений с целью упрощения укладки рельса связано возникновения широкоподошвенного рельса современной конструкции [90-92]. Исследования по оптимизации профиля рельса в зависимости от условий эксплуатации еще далеки до завершения [92]. Современная конструкция рельса [66] состоит из трёх основных частей: головки (1), соединительной шейки (2) и подошвы (3). Распределение площади по профилю рельса позволяет всесторонне использовать преимущества двутавра, как балочной конструкции. Подошва позволила укладывать рельсы непосредственно на шпалы, без применения специальных «подушек». На рисунке 1.14 приведены основные размеры поперечного сечения рельса типа Р65. Получить однородную структуру по всему объёму рельса очень сложная техническая и технологическая задача.

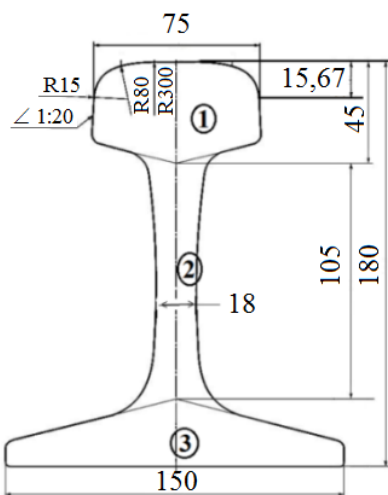


Рисунок 1.14 – Основные размеры поперечного сечения широкоподошвенного рельса типа Р65 [66]

Существенной проблемой в процессе осуществления термической обработки, как коротких 12, 25 м, так и длинномерных 50, 100, 120 м рельсов является значительное их искривление (рис. 1.15), обусловленное различиями в скоростях охлаждения тепловых центров, расположенных в головке и подошве рельсов. Для предотвращения искривления закаленного рельса необходимо использовать специальное оборудование для правки (например, правки на роликоправильном комплексе в вертикальной и горизонтальной плоскостях).

Отклонения контролируемых размеров и форм профиля рельса регламентируется нормативным документом [66]. Отклонения рельсов от прямолинейности по поверхности катания головки в вертикальной плоскости регламентируется табл. 5 ГОСТ Р 51685–2013 [66].

В работе [73] при разработке технологии дифференцированной закалки рельсов с прокатного нагрева для обеспечения необходимой прямолинейности рельсов длиной до 100 м и достижения требуемого стандартом комплекса свойств необходимо обеспечение давления воздушной среды, подаваемой на подошву в пределах 50 ± 10 % от давления воздушной среды, подаваемой на головку. Термообработанные таким образом рельсы, показали удовлетворительную прямолинейность рис. 1.16.



Рисунок 1.15 – Искривление рельсов после термической закалки

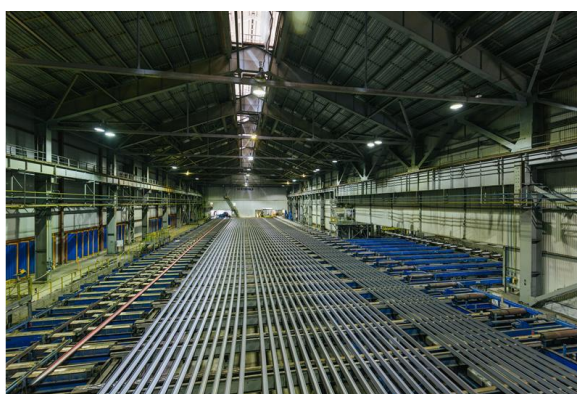


Рисунок 1.16 – Прямолинейность длинномерных рельсов, термически обработанных по оптимальному режиму

Известно, что большое влияние на качество рельсов оказывают внутренние остаточные напряжения, наводимые в процессе закалки и правки рельсов. Рельсы, термически упрочняемые с прокатного нагрева дифференцированной закалкой или

с отдельного нагрева объемной закалкой в масле, в результате проведения холодной правки на роlikоправильных машинах имеют растягивающие напряжения в головке и подошве до 250-300 МПа [15]. Исследованиями ВНИИЖТа [93] было показано, что увеличение остаточных растягивающих напряжений до 150 МПа от условного уровня 0 МПа в рельсе типа Р65 приводит к снижению: числа циклов до образования трещины – в 2,7 раза; числа циклов до разрушения при развитии трещины – в 4 раза.

В работе [73] автор пишет, что: *«процесс объемной закалки практически исключает контролируемое формирование остаточных напряжений, поэтому для создания благоприятной эпюры остаточных напряжений за рубежом была разработана технология дифференцированной термической обработки, предполагающая различную скорость охлаждения элементов профиля рельсов»*. Однако, ни в тексте диссертации посвященной разработке технологии дифференцированной закалке рельсов, ни в других работах автора нет даже упоминания, как осуществляется контроль остаточных напряжений и деформаций в головке, шейке и подошве рельса.

По мнению авторов [85]: *«Внутренние остаточные напряжения являются одним из «слабых» мест базовой отечественной технологии производства рельсов категории Т1, так как они подвергаются значительному короблению при объемной закалке в масле в закалочных барабанах. После этого правка рельсов по жестким режимам, обеспечивающим соответствие рельсов требованиям ГОСТ Р 51685-2000 по прямолинейности, приводит к возникновению значительных остаточных напряжений»*. Анализ данных табл. 1.9 показывает [85], что отечественные рельсы ДТ350, термически упрочняемые с прокатного нагрева дифференцированной закалкой, характеризуются наибольшей величиной расхождения паза в шейке по сравнению с рельсами ведущих зарубежных производителей. Распределение напряжений по сечению рельса остается неизвестным фактором т.к. авторы работ [73, 85] кроме словосочетания *«благоприятное распределение остаточных напряжений»* не приводят результаты экспериментальных исследований по данному вопросу.

Таблица 1.9 – Внутренние остаточные напряжения в рельсах, определенные тензометрическими датчиками и по величине расхождения продольного паза в шейке рельса, различных производителей

Зона измерения	Россия, ДТ350	Россия, Т1	Япония	США	Австрия
Головка рельса, МПа	+124	-55	+287	+234	+194
Подошва, МПа	+185	+329	+226	+258	+179
Расхождение (+) / схождение (-) паза, мм	+2,0	+2,0	+0,4	+1,7	+1,6

В серии работ [94-98] рассмотрена сложная картина температурного поля при охлаждении рельсов U75V (Китайская классификация, 60 кг/м) показано, что наблюдается из-за различия в распределении тепла в головке и подошве рельсов (различие в температуре 100 м рельсов в 28 °С между головкой и подошвой), теплоте фазового превращения в твердом состоянии. По мнению авторов, сложный характер температурного поля в процессе неравномерного нагрева по сечению рельса является основной причиной значительных деформаций при охлаждении.

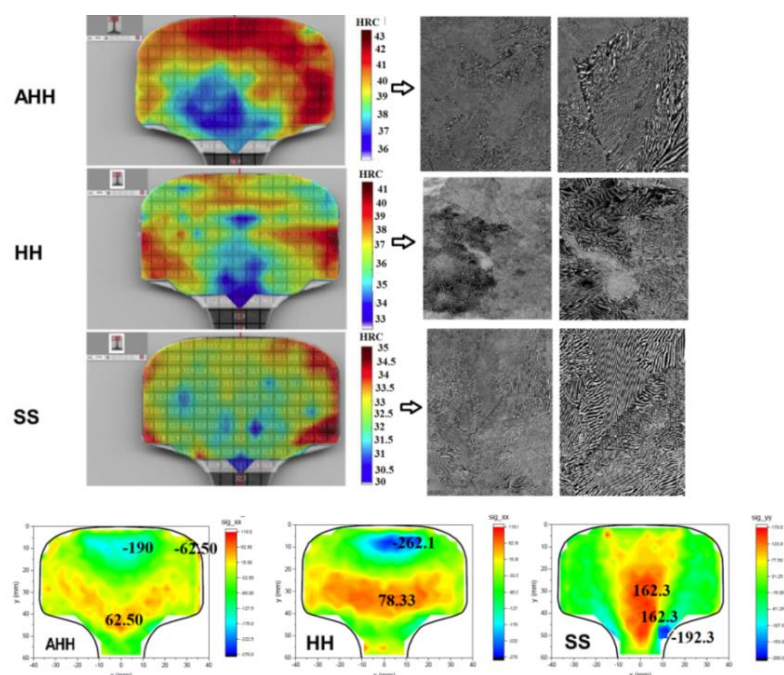
В работе [99] проведены исследования рельсов Arcelor Mittal (Стилтон, США) прошедших дифференцированную закалку с прокатного нагрева охлаждение струей воды. Были исследованы микроструктуры с использованием оптического и электронного микроскопа трех рельсовых сталей табл. 1.10. Проведено картирование распределения макротвёрдости по сечению рельса рис. 1.17. С использованием нейтронного дифрактомера определены остаточные напряжения в головке, шейке и подошве рельса. Видно, что количественные значения твердости и остаточные напряжения неравномерно распределены по сечению головки рельса.

Автор [99] отмечает наличие обезуглероживающего слоя на поверхности головки рельса и связывает этот факт с технологией закалки. Кроме того, отмечает наличие зернограницного структурно свободного феррита.

Таблица 1.10 – Химический состав рельсовых сталей

Type	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	Al	B	N
------	---	----	---	---	----	----	----	----	----	---	----	----	----	---	---

АНН	0.84	0.69	0.012	0.012	0.54	0.26	0.09	0.24	0.023	0.086	0.002	0.022	0.004	0.0001	0.0087
НН	0.85	0.98	0.011	0.012	0.4	0.22	0.1	0.25	0.033	0.004	0.003	0.018	0.004	0.0003	0.0102
СС	0.83	1.11	0.011	0.012	0.54	0.25	0.11	0.21	0.023	0.004	0.003	0.003	0.004	0.0003	0.0087



Остаточные напряжения растяжения и сжатия

Рисунок 1.17 – Распределение макротвёрдости по сечению рельса производства Arcelor Mittal (США)

В работах [100, 101] сформулированы следующие качественные принципы к структуре для наибольшего повышения ресурса рельсов:

- структура головки рельса должна быть однотипной и максимально однородной на всей глубине действия контактных напряжений с учетом допуска на износ;
- межпластинчатые расстояния в перлите должны быть минимальными и не превышать 0,1 мкм;
- количество карбидов в псевдоэвтектоиде должно быть максимальным;
- наличие зернограничного структурно свободного цементита и бейнита в перлитной структуре является недопустимым, а наличие зернограничного структурно свободного феррита – нежелательным;
- величина действительного аустенитного зерна в структуре матрицы

должна быть минимальной и не превышать 20-60 мкм.

Таким образом, на основании представленной выше информации мы видим, что с одной стороны по сравнению с объемной термической обработкой, внедрение технологии термической обработки с использованием дифференцированного тепла предпрокатного нагрева позволило обеспечить высокие показатели энергоэффективности оборудования и высокую твердость на поверхности катания и по сечению головки. С другой стороны, такие рельсы имеют неоднородную структуру по сечению рельса [74-80], а следовательно, возможно предположить и механические свойства, низкие значения ударной вязкости зафиксированы в нормативном документе [66] по сравнению с количественными значениями для объемно закаленных рельсов, неизвестное распределение остаточных напряжения по сечению рельса [73, 85]. Автор работы [73] вполне оправдано считает, что кинетика распада аустенита после прокатки может значительно отличаться от хорошо изученной кинетики распада аустенита рельсовой стали после нагрева под термическую обработку в диапазоне температур 850-900 °C [15, 44, 77]. На недостаточную изученность вопроса распада аустенита при термообработке после прокатки указывают и другие авторы [7, 8, 10, 11, 15, 29, 36, 53].

1.3 Способы сварки рельсов

Из истории развития первых в России, Европе, США железных дорог известно, что металлургические предприятия выпускавшие рельсы не могли по техническим и технологическим причинам изготавливать рельсы длиной более одного метра [72, 102, 103]. В результате рельсовый путь состоял из большого количества стыков между рельсами, что не позволяло увеличивать скорость движения поездов. Вполне естественно, во всем мире на первом этапе по степени важности решался вопрос, о производстве рельсов большей длины и, как следующий этап создания бестыкового пути [102]. Первый этап удалось начать решать в 1820 году, когда Дж. Биркиншоу предложил способ профильной прокатки железа, что позволило увеличить длину рельсов примерно в 4 раза [72]. Данная задача была решена лишь при развитии прокатного производства в XIX в., когда

были разработаны рельсопрокатные станы и технологии прокатки на них рельсов увеличенной длины. Одновременно, проводились работы по совершенствованию химического состава металла для изготовления рельсов более высокого качества и с лучшими механическими свойствами [41, 42, 53]. Тогда же начали решать и вторую задачу, а именно в 1838 г. были предприняты первые попытки создания единой рельсовой нити за счёт использования жёстких соединительных накладок (болтового соединения рельсов) [72, 102, 103]. С увеличением длины рельсов сократилось количество стыков и на определенном этапе развития железных дорог сказалось на эксплуатационных характеристиках, продолжительности безремонтной работы. По мере накопления эксплуатационного опыта выяснилось, что в рельсовой колее стык является наиболее слабым и часто повреждаемым местом [2-4, 53, 90-92, 102]. Несмотря на их наличие единой рельсовой нити, вследствие естественного зазора между рельсами, ударно-динамическое воздействие на путь в месте стыка остаётся, поэтому стык и тогда и сегодня считается самым напряжённым местом в пути [2-4, 90-92]. Это связано с тем, что колесо, накатываясь на стык, прогибает рельс вниз, а на принимающем рельсе образуется ступенька, приводящая к удару колеса по нему [72]. По данным [2-10, 53, 72] наличие стыков между рельсами создают значительное сопротивление движению поездов (около 10 % от основного). При длине рельсов 12,5 м около 35-50 % затрат труда уходит на выправку пути в зоне стыков.

Кардинально решить вопрос со стыками рельса стало возможно только после создания способов сварки металлов в конце 19 века благодаря работам: Н.Н. Бенардоса, Н.Г. Славянова, О. Кьельбергом – электродуговые способы сварки плавящимся и неплавящимся электродом; Г. Гольдшмидта – создание термитной сварки. Процесс контактной сварки был впервые применён У. Томсоном в Англии в 1856 г. и Э. Томсоном в США – в 1877 г. В этом же году Н.Н. Бенардос, изобрёл контактную точечную сварку, а в 1885 г. получил патент на способ точечной электросварки клещами с угольными электродами, чем положил начало электроконтактной сварке.

Естественно, что развитие способов сварки в начале 19 века не могло пройти

незаметно для железнодорожников т.к. уже в 1901 году первый патент, относящийся к соединению рельсов с помощью термитной сварки, получил Г. Гольдшмидт [72, 104]. Вскоре после этого была организована фирма «Гольдшмидт термит компани», и термитный процесс начали применять не только для сварки рельсов. В 1908 г. Г. Гольдшмидт усовершенствовал технологию сварки рельсов [72, 104]. В 1904 г. только австрийская фирма «Электрик тракшен» выполнила 10 тыс. стыков. Термитная сварка считалась выгодной для соединения деталей с площадью сечения более 5 см². На сварку стыка уходило до 10 мин.

Автор работы [72] приводит информацию со ссылкой на работу [102], что уже в период 1904-1908 гг. были предприняты попытки получения бесстыкового пути. Началом этого процесса можно считать опыт железных дорог США, где сварили рельсовую плетть длиной около 3 миль (5 км) [105].

В работе [106] сделан обзор современных способов сварки рельса. В настоящее время на железных дорогах мира используют несколько способов сварки рельсов рис. 1.18. Вопросы термитной сварки рельсов подробно рассмотрены в работах [72, 107-115], электро-контактной сварки оплавлением и газопрессовой сварки в работах [17, 115-138], электродуговой сварки плавящимся электродом [139-151], электрошлаковой сварки [152-154], линейной сварки трением [55-160], после сварочные термические способы обработки стыка [93, 133-135, 161-163], способы контроля качества [164-170].

Отсюда и такое большое количество работ по различным способам сварки, авторы которых стараются рассмотреть вопрос получения качественного сварного стыка с различных точек зрения. С другой стороны, мы должны отметить, что несмотря на имеющейся у нас объем знаний в части структуры и свойств сварного стыка рельса, оптимальных способов сварки и т.д. количество изымаемых из эксплуатации рельсов по дефекту сварной стык не снижается, а наоборот увеличивается рис. 1.19 [100] и приводимый ранее рис. 1.3.

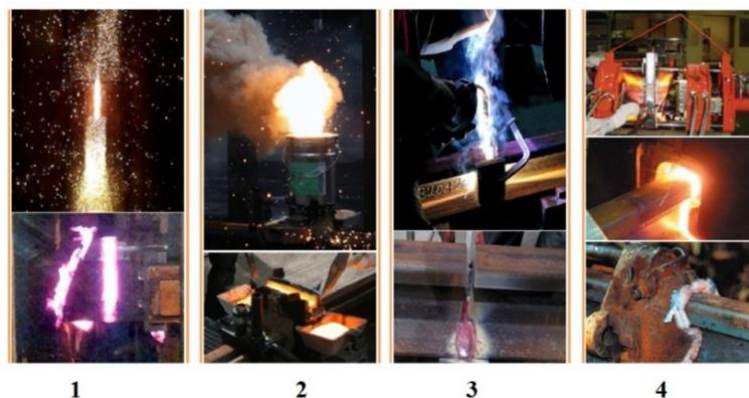


Рисунок 1.18 – Современные способы сварки рельсов: 1 – контактностыковая сварка с оплавлением; 2 – алюмотермитная сварка; 3 – электродуговая сварка; 4 – газо-прессовая сварка



а



б

Рисунок 1.19 – Показатели динамики общего изъятия рельсов (а) и изъятия по дефектам сварки за 2002 – 2012 гг. (б) [100]

Авторы работы [100] отмечают, что на отрезки 10 лет темп общего изъятия рельсов находится на одинаковом уровне. Темп изъятия рельсов по дефектам в сварном стыке увеличивается по двум причинам. Первая, по мнению авторов, заключается в увеличении доли бесстыкового пути, прирост которого за этот период составил 30 тыс. км. Вторая причина [100]: «сварные стыки остаются слабыми местами пути. Это проявляется, например, в том, что доля изломов сварных

стыков составляет более трети всех изломов рельсов в пути, а среди изломов при наработке менее 100 млн. т пропущенного груза она превышает 90 %». Если с первой причиной можно частично согласиться, чисто из правил статистики, то вторая причина, просто декларирования факта изломов сварных стыков.

Возникает вполне законный вопрос: Если металлурги выпускают железнодорожные рельсы в соответствии с ГОСТом [66], а железные дороги принимают их и далее в соответствии с нормативными документами сваривают рельсы в плети бестыкового пути, проходят процедуру контроля, то в чем действительная причина дефекта сварного стыка? Ведь на каждом этапе, все сделано по нормативным документам, никаких нарушений не зафиксировано! Тогда в чем причина: в самих рельсах, в сварном стыке, в нагрузках, климатических условиях, режимах ведения составов, особенностях верхнего строения пути на каждой железной дороге и т.д. которые не учитываются при разработке нормативных документов, как на рельсы, так и на способы сварки и последующие методы контроля. Ответ на поставленный вопрос остается открытым.

Так, например, есть мнение [32, 36], что с увеличением осевых нагрузок увеличиваются местные контактные напряжения и напряжения от изгиба, в результате чего ускоряется образование и развитие повреждений. С ростом средней осевой нагрузки только на 10 кН (~4 %), при прочих равных условиях интенсивность отказов рельсов по усталостным повреждениям возрастает на 8-15 %. Авторы считают, что сопротивление распространению контактно-усталостных и хрупких повреждений является функцией не абсолютных значений прочности, а - структуры стали и ее чистоты по неметаллическим включениям.

Автор работы [53] считает, что система колесо-рельс подчиняется фундаментальному закону связи эксплуатационных показателей системы (скорость движения, грузонапряженность, вес поезда, осевые нагрузки) с внутренними показателями (химический состав, механические свойства, структура металла колеса и рельса). Каждый элемент системы, будь то колесо или рельс имеет положительный эксплуатационный баланс (минимум издержек при эксплуатации), а при переходе через критическую зону на диаграмме железнодорожный крест-

отрицательный запас эксплуатационного баланса, когда издержки на обслуживание возрастают по мере увеличения показателей эксплуатации.

Авторы работы [171] подтверждают существования фундаментального закона связи эксплуатационных показателей системы колесо – рельс с внутренними показателями [53], а именно рост объема грузоперевозок и интенсивности движения с одновременным ростом нагрузок на ось приводят к значительному износу поверхности катания, формированию большого количества дефектов контактно-усталостного происхождения и выходу рельсов из строя. Это подтверждает факт, что рельсы со структурой перлита, как часть системы колесо-рельс в настоящий момент имеют отрицательный запас эксплуатационного баланса, когда издержки на обслуживание возрастают по мере увеличения показателей эксплуатации. Сравнительно небольшие сроки (по мировым меркам) эксплуатации (пропущенный тоннаж 100-500 млн. т. брутто) приводит к формированию структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры в рельсе, характерных для интенсивных (мегапластических) пластических деформаций: искривленные и разрушенные цементитные пластины, высокая плотность дислокаций на межфазных границах, где цементит растворяется и образуется аустенит.

На японских железных дорогах авторы работы [149] выделяют два вида дефектов в сварных швах контактно-усталостного происхождения: поверхностные (выкрашивания, сколы, выщербины, трещины) в зоне термического влияния и усталостные трещины, вызывающие разрушение в зоне сварного стыка. На рис. 1.20 представлены характерные дефекты сварных стыков, выполненных разными способами сварки: термитная сварка и электро-контактная сварка оплавлением.

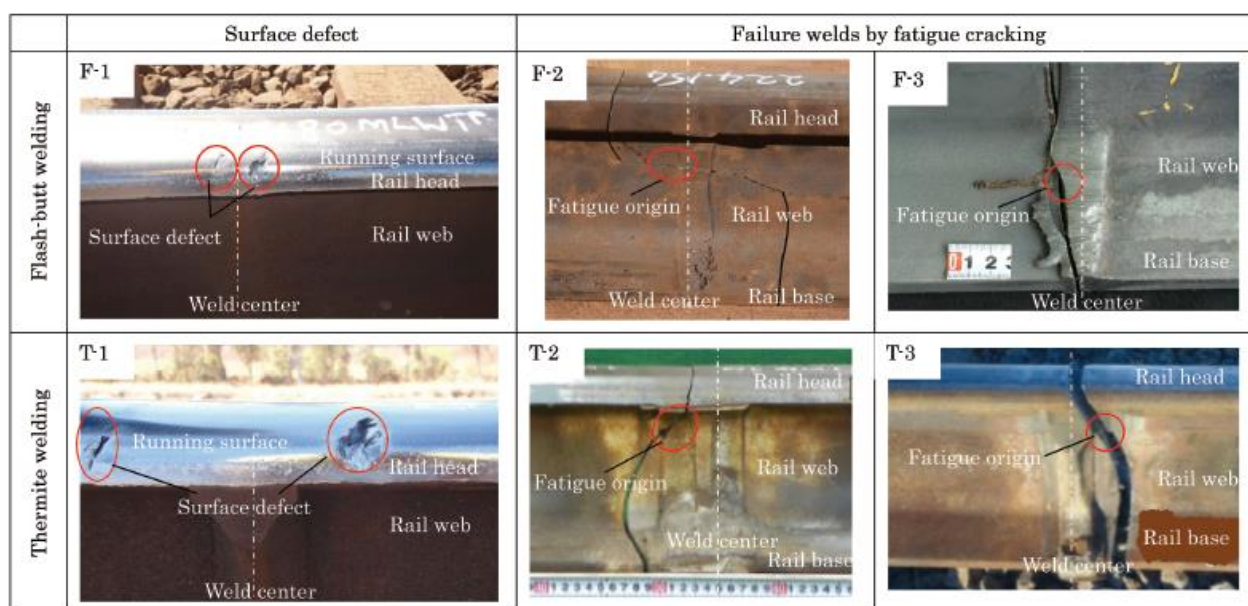


Рисунок 1.20 – Характерные дефекты сварных стыков, выполненных электро-контактной и термитной сваркой [149]

Усталостные трещины, приводящие к разрушению сварного стыка, возникают в шейки рельса в зоне термического влияния. Авторы отмечают, что для сварных соединений характерно различие механических свойств и микроструктуры металла в разных участках сварного стыка (структурная микронеоднородность).

Анализ эксплуатации бесстыкового пути и лабораторные исследования показали [17, 115-135], что наилучшими прочностными характеристиками по сравнению с другими способами сварки обладают стыки, сваренные электро-контактным способом оплавлением. В тоже время, необходимо признать, что пока не удастся, обеспечить максимально возможную равнопрочность сварных стыков и цельнокатаных рельсов с получением длинных рельсовых плетей для бесстыкового пути с равным сопротивлением износу и смятию в эксплуатации, что не позволяет ликвидировать местные неровности в сварных плетях бесстыкового пути в течение всего срока службы рельсов.

1.3.1 Структура и свойства металла сварного стыка рельса

В наших работах [172-174] проведен анализ структур, формирующихся в

сварном рельсовом стыке применительно к таким способам сварки как: термитная (алюмо-термитная), электро-контактная оплавлением, электродуговая, газопрессовая, электрошлаковая. Показано, что алюмо-термитную сварку рельсов с позиции структурного фактора, низких значений ударной вязкости и трещиностойкости при отрицательных температурах, высокого уровня дефектообразования в рельсовом стыке нельзя рекомендовать при строительстве и реконструкции скоростных бесстыковых путей.

Обзорная работа японских исследователей [169] содержит анализ способов сварки, применяемых на японских железных дорогах с учетом структурного фактора в сварном шве. Отмечается высокое качество сварных швов, выполненных электро-контактной сваркой оплавлением и газопрессовой сваркой. Термитная сварка и электродуговая с позиции формирования структуры металла в зоне шва характеризуется, как удовлетворительные способы, которые в будущем будут заменяться электро-контактной сваркой и газопрессовой. Таким образом, полученные нами результаты подтверждаются работами других исследователей.

В тоже время в рамках журнальной статьи [172, 173] невозможно рассмотреть все вопросы, связанные с оценкой структур, формирующихся в сварном рельсовом стыке. В связи с этим рассмотрим эти вопросы более детально в данной работе. Первый вопрос, который требует анализа, заключается в оценке положения о равно прочности сварных стыков [100] и цельнокатаных рельсов с получением длинных рельсовых плетей для бесстыкового пути с равным сопротивлением износу и смятию в эксплуатации.

С целью понимания сложности анализа о равно прочности сварных стыков [100] и цельнокатаных рельсов необходимо четко представлять, что с точки зрения структуры, повышение содержания углерода в рельсовой стали кардинально поменяло свариваемость этих сталей. Если в период 1860-1932 гг. рельсовые стали относились к хорошо свариваемым сталям, а по структуре состояли из феррита (70 %) и перлита (30 %), то уже в период 1948-2013 гг. к трудно свариваемым сталям, где основной структурой (99 %) стал перлит [66]. В сварочной практике традиционно принято различать несколько качественных степеней свариваемости:

хорошая, удовлетворительная, ограниченная (или трудно свариваемый материал) и плохая (или не свариваемый материал) [175-177]. В работе [172, 173] мы провели анализ понятия свариваемости и обосновали, что рельсовые стали по качественному критерию свариваемости относятся к удовлетворительным, т.е. когда без специальных технологических мер и рациональных режимов сварки невозможно обеспечить металлической целостности соединения.

В работе [139] приведены результаты исследований влияния термодиформационных циклов сварки на структурные изменения, прочностные и пластические свойства металла ЗТВ сварных соединений рельсовой стали с содержанием углерода 0,72 %. Показано, что при скорости охлаждения 3...5 °C/c закалочные структуры отсутствуют, превращение в металле ЗТВ происходит преимущественно в перлитной области, а твердость металла находится в диапазоне до HRC 30...40. Тем самым авторы подтвердили нашу оценку свариваемости рельсовой стали и получили металлическую целостность соединения без трещин и дефектов. Однако авторы не учли важного фактора-условия **работы сварного стыка**.

Для этого рассмотрим кратко теорию контактного взаимодействия колеса и рельса [178, 179]. Применительно к колесу и рельсу решение контактной задачи было дано Г. Герцем в 1882 году. Он доказал, что если тела вращения нагружены нормальной силой N_k , появляется зона контакта эллиптической формы (рис. 1.21, а) с большой полуосью в направлении продольной оси рельса (при условии, что радиус колеса больше радиуса профиля головки рельса), а для случая первоначального касания объемная эпюра давления на поверхности контакта представляет собой полуэллипсоид (рис. 1.21, б). В дальнейшем А. Н. Динником были уточнены значения нормальных и касательных напряжений, а также определена точка, имеющая максимальное касательное напряжение. Он установил, что наиболее напряженная точка находится на оси z и расположена на глубине $z = 0,47 a$, где, a – длина большой полуоси эллиптической площадки контакта. Поэтому реально колесо опирается на рельс не в одной точке, а по некоторой поверхности рис. 1.22. Поверхность распределения давлений по опорной площадке т.е. пятно

контакта колеса и рельса имеет форму эллипсоида. Расчет по теории Герца [179] дает диаметр пятна контакта 14,7 мм.

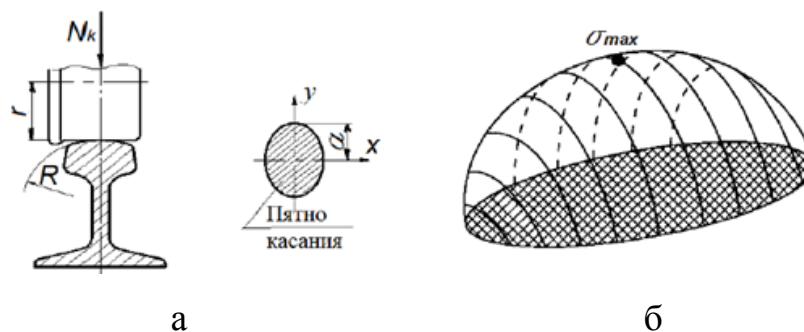


Рисунок 1.21 – Схема контакта колеса с рельсом (теория)

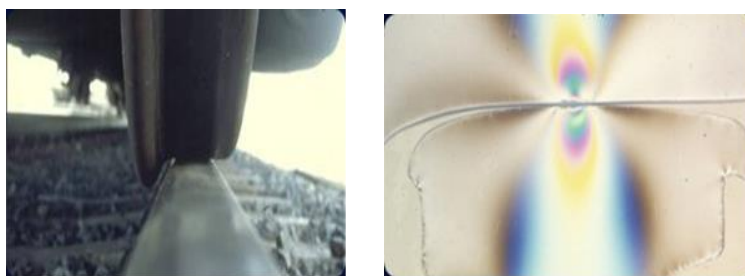


Рисунок 1.22 – Схема контакта колеса с рельсом и распределение контактных напряжений (практика)

По данным работы [178] на практике пятно контакта составляет от 13 до 19 мм в зависимости от диаметра колеса, силы нажатия колеса на рельс, и свойств материала бандажа и рельса. Под действием силы нажатия колеса в месте его опоры на рельсе возникают контактные напряжения в площади пятна контакта, которые могут достигать 3000 МПа [53, 175, 176]. В работе [180] локальные контактные напряжения на поверхности рельса в площади пятна контакта могут достигать 4-8 ГПа.

В добавление к вышесказанному отметим, что сама природа профилей рельса колеса препятствует полному контакту согласно классической теории Герца. В работе [178] систематизированы основные виды контакта. В работах [53, 178, 179] проанализированы экспериментальные данные по определению пятна контакта колеса и рельса в зависимости от нагрузки, скорости движения, условий контактирования (точечный, двухточечный, конформный). Показано [53]

существенное расхождение экспериментальных результатов с принятыми теоретическими моделями контактирования колеса и рельса. В частности, эксперименты фиксируют неравномерное распределение нагрузки в пятне контакта, а в некоторых точках локализацию максимальных давлений. С увеличением нагрузки размеры пятна контакта возрастают, а при относительном смещении колеса по поверхности рельса пятно контакта постоянно меняет месторасположение. В связи с этим автор [53] делает вывод о том, что физическая природа контакта колеса и рельса до сих пор не имеет адекватного теоретического описания и как следствие этого, на практике ни возможно рассчитать эксплуатационный срок службы колеса и рельса.

Не вступая в дискуссию с авторами [53, 175, 176] зафиксируем два важных факта: размеры пятна контакта и распределение нагрузки (равномерное и неравномерное) по площади пятна контакта. Это существенное условие работоспособности сварного рельсового стыка, что отличает его от классического подхода свариваемости, который требуется просто получить металлическую целостность соединения без трещин и дефектов. **Пятно контакта и распределение по площади пятна контактной нагрузки** и будет (наряду с металлической целостностью соединения без трещин и дефектов) **определять работоспособность сварного стыка в процессе прохождения по нему железнодорожного состава.**

Далее отметим экспериментальный факт, который относится к теории контактирования рис. 1.23 [100]. На рис. 1.23 показаны контактные следы взаимодействия колес с отечественными и импортными рельсами [100]. Эти следы, особенно в первый период эксплуатации, интегрально качественно характеризуют их геометрическое качество. По мнению авторов [100], в постоянстве следов взаимодействия колес и рельсов по длине отечественных и импортных рельсов наблюдается существенное различие.

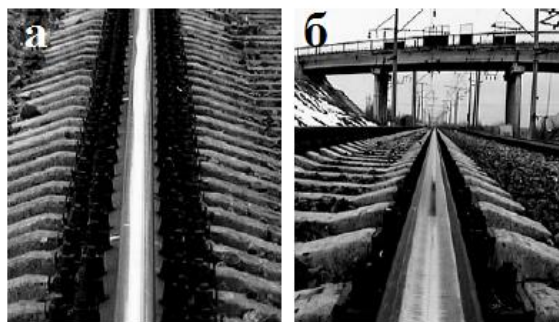


Рисунок 1.23 – Контактный след взаимодействия колеса с рельсом, характеризующий геометрические параметры рельса: а - на отечественных рельсах, б - на японских рельсах [100]

Авторы работы [100] считают, что одна из причин низкого качества сварных стыков связана с прямолинейностью особенности в концевых областях, широких допусков на размеры профиля объемно-термоупрочненных рельсов категории ОТ350 с твердостью, немного превышающей НВ350, длиной 25 м, которые свариваются применяемыми на Российских железных дорогах методами электро-контактной сварки.

В работе [169] отмечается что в зоне термического влияния (далее ЗТВ) при электро-контактной сварке рельсов оплавлением формируются контактно-усталостные повреждения по причине провала твердости рис. 1.24.

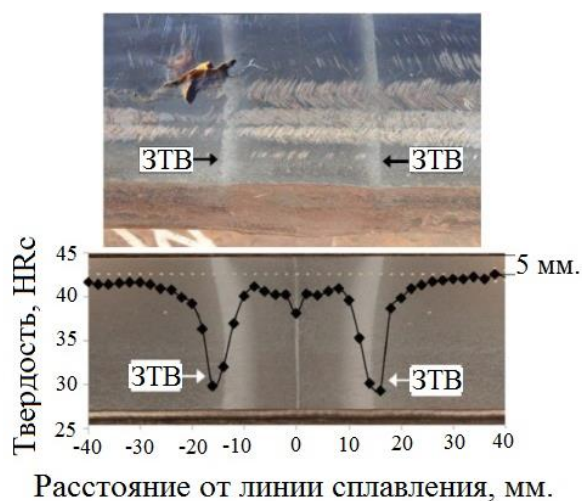


Рисунок 1.24 – Контактно-усталостное повреждение на поверхности рельсового стыка и распределение твердости по сечению головки рельса на расстоянии 5мм от поверхности

Поскольку область контакта между колесами поезда и рельсом выраженная, как мы указали выше через пятно контакта диаметром 13-19 мм, то в случае (электро-контактной сварки непрерывным оплавлением) когда ширина ЗТВ равна ~50 мм, ширина размягченного участка равна ~25-30 мм.

В этой части металла с пониженной твердостью развивается неравномерный износ, что приводит к образованию седловидных углублений. В дальнейшем в этих седловинах происходит контактно-ударное воздействие с образованием трещин сколов и выкашивания поверхностного слоя металла рельсового стыка рис. 1.25.

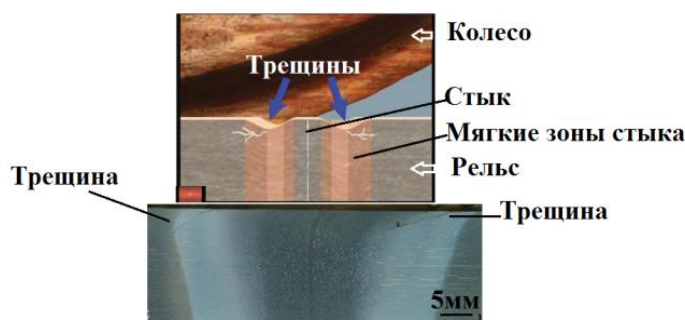


Рисунок 1.25 – Контактнo-усталостное повреждение поверхностного слоя рельсового стыка

Однако такое распределение твердости свойственно и другим способам сварки рельсов рис. 1.26, 1.27 [173].

Видно, что в зависимости от способа сварки сварной стык имеет протяженные области с измененной структурой металла (ЗТВ), которая отличается от основного металла рельса. Наибольшая ширина с измененной структурой металла (ЗТВ) характерна для термитной и газопрессовой сварки ~100(50+50) мм. Минимальная ширина ЗТВ для электро-контактной сварки оплавлением ~40(20+20) мм.

В работах [17, 127, 130-132] показано на основе экспериментального измерения температур, что при контактной сварке рельсов происходит быстрый нагрев и непрерывное охлаждение металла в зоне термического влияния. Авторы считают, что на линейную величину и температурное поле в зоне термического влияния сварного стыка влияют: способ получения стали, химический состав

стали, что способ выплавки стали, разновидность контактного нагрева (непрерывный или пульсирующий). Проведя исследования, авторы установили распределение температур от оси сварного стыка в процессе сварки, геометрические размеры областей с различной структурой в зоне термического влияния в зависимости от разновидности контактного нагрева рис. 1.28 [131].

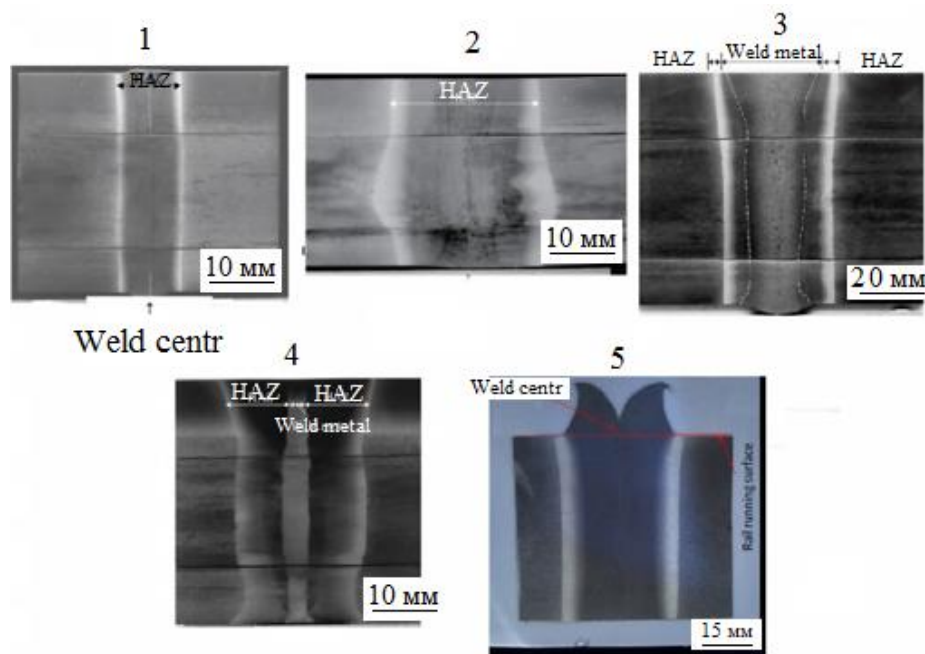


Рисунок 1.26 – Макроструктуры, зоны сварки и ЗТВ в зоне сварного стыка рельса, сваренного разными способами [173]: 1 – контактно-стыковая сварка оплавлением; 2 – газопрессовая сварка; 3 – алюминотермитная сварка; 4 – сварка закрытой дугой (Enclosed arc welding); 5 – линейная сварка трением

В большинстве работ посвященных оптимизации технологических режимов электро-контактной сварки рельсов оплавлением [17, 116-119, 121, 122, 127, 130-132, 135] рассмотрено влияние непрерывного, пульсирующего и комбинированного оплавления определяющих линейную величину и температурные поля в ЗТВ сварного стыка, структуру и свойства сварного стыка рельса. Действительно зона термического влияния сварного стыка зависит от технологического метода оплавления, при непрерывном она больше, при пульсирующем меньше рис. 1.29.

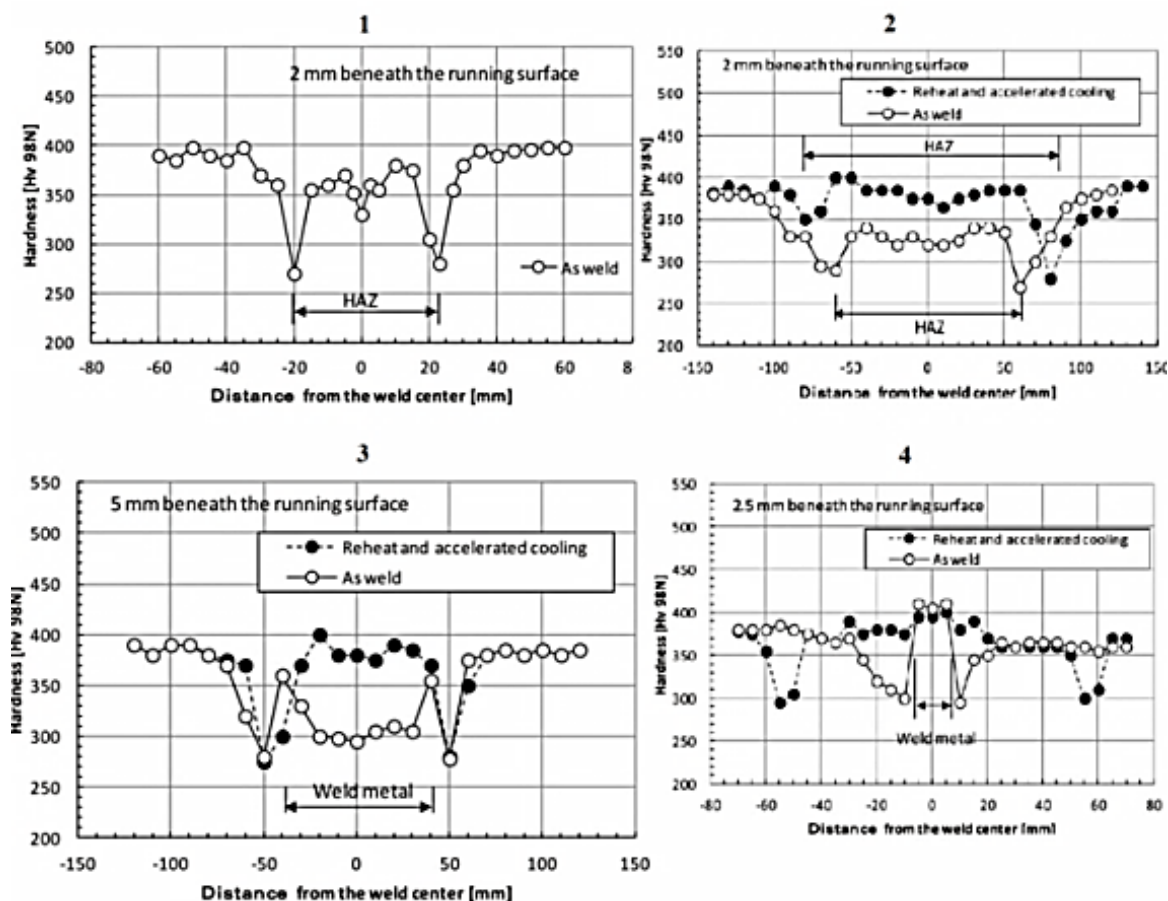


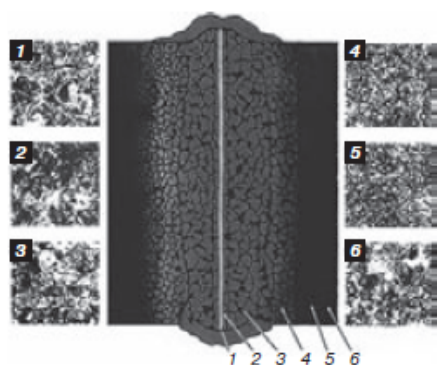
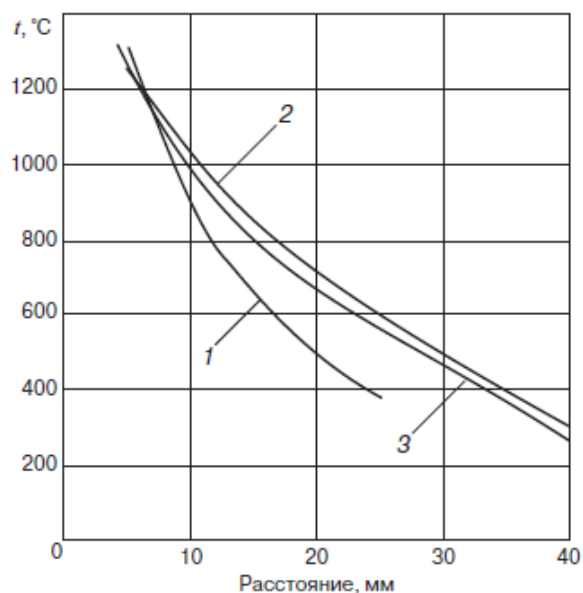
Рисунок 1.27 – Распределение твердости в зоне сварного стыка рельса, сваренного различными способами [173]: 1 – контактно стыковая сварка оплавлением; 2 – газопрессовая сварка; 3 – алюминотермитная сварка; 4 – сварка закрытой дугой (Enclosed arc welding)

Большинство исследователей отмечают [17, 116-119, 127, 131, 178], что при непрерывном оплавлении ширина зоны с пониженной твёрдостью больше, что не обеспечивает конструктивной прочности сварного шва [127]. Микроструктура сварного шва представлена сорбитообразным перлитом. По оси соединения двух частей рельса фиксируется полоса ~200 мкм с выделением доэвтектоидного феррита по границам первичных зерен аустенита (балл 2...3 по ASTM) [178]. Общая зона термического влияния сварного стыка составляет 50 мм [178].

Пульсирующее оплавление имеет следующие преимущества [17, 116-119, 127, 131, 178]: длительность периодов оплавления торцевой части рельса существенно ниже, концентрация нагрева выше в при контактной области

оплавления, общая длительность нагрева меньше, что положительно сказывается на размерах при контактной области, и как следствие уменьшения зоны термического влияния рис. 1.29 [119-123, 127, 178].

Распределение температуры в зоне термического влияния при сварке рельсов типа Р65:
1 — пульсирующее оплавление; 2 — непрерывное оплавление; 3 — комбинированное оплавление



Величины характерных областей зон термического влияния различных видов оплавления

Наименование области	№ зоны	Пульсирующее оплавление, мм	Непрерывное оплавление, мм	Комбинированное оплавление, мм
Шов	1	0,3–0,5	0,3–1,0	0,3–1,0
Зона неполного расплавления	2	0,7–1,1	1,0–1,5	0,6–1,4
Зона сорбитизации после перегрева	3	5–11	10–15	4–15
Зона сорбитизации без перегрева	4	5–11	10–15	5–15
Зона высокого отпуска	5	3–7	5–10	3–10

Рисунок 1.28 – Макро- и микроструктура сварного соединения рельсов без термической обработки [131]: 1 – шов; 2, 3, 4, 5 – зоны соответственно неполного расплавления металла, сорбитизации после перегрева, сорбитизации без перегрева, высокого отпуска; 6 – основной металл ($\times 100$)

Несмотря на имеющийся большой объем экспериментального материала: по распределению температуры по ЗТВ, по структурам в зоне термического влияния,

геометрическим размерам и т.д., позволивший, разработать оптимальные режимы сварки рельсов со структурой перлита, необходимо признать, что независимо от способа сварки, рельсовые стали со структурой перлита можно сварить без образования в ЗТВ и металле шва трещин и закалочных структур, но избежать появления областей с пониженной твердостью практически невозможно (их можно уменьшить за счет режимов сварки). Для устранения зон с пониженной твердостью необходима дополнительная после сварочная термическая обработка сварных стыков [127].

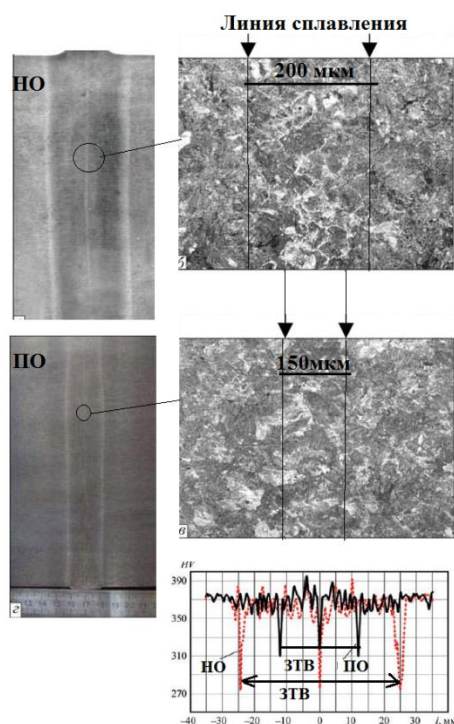


Рисунок 1.29 – Макро- и микроструктура сварного соединения рельсов без термической обработки с непрерывным оплавлением (НО) и пульсирующим оплавлением (ПО), сравнение распределение твёрдости по ширине стыка [178]

В настоящее время сварные стыки рельсовых плетей [133, 134], полученные сваркой контактным способом, подвергаются термической обработке на индукционных установках УИН-001-100/РТ-С и УИН-001-100/РТ-П [179, 180].

В работе [133, 134] установлено, что локальная термическая обработка сварного стыка приводит к увеличению и появлению новых зон термического влияния по сравнению с зонами при сварке рельсов контактным способом без

термической обработки. Увеличение линейной величины зон после термической обработки в головке рельса на расстоянии порядка 40-47 мм от сварного стыка и в его подошве на расстоянии 70-75 мм приводит к снижению механических свойств сварного стыка.

В работе [100] приводятся данные по термической обработке рельса из стали Э76Ф (0,79 % С, 0,97 % Мн, 0,39 % Si, 0,08 % V, 0,11 % Cr, 0,015 % Р, 0,010 % S, 0,004 % Al, 0,0015 % О, 0,014 % N) производства ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» со сварными стыками. Показано, что после сварочная термическая обработка с использованием при охлаждении (воздуха) с регулируемой влажностью приводит к резкому уменьшению ширины зоны пониженной твердости с измененной микроструктурой по сравнению с локальной термической обработкой сварных швов рис. 1.30. Несмотря на уже отработанные режимы после сварочной термической обработки сварных стыков рельсов необходимо отметить появление новых зон термического влияния при местном нагреве сварных стыков при термической обработке; ухудшение прямолинейности сварных стыков после полного охлаждения.



Рисунок 1.30 – Распределение твердости в зоне сварного шва [100]

В целом анализ имеющихся многочисленных источников научной литературы [127, 133, 134, 161-163, 178, 189, 190] по вопросу сварки рельсовых сталей с использованием электро-контактного метода сварки с оплавлением не позволяет строго установить основные (главные) причины дефектообразования в сварном стыке. Испытания на статический поперечный трехточечный изгиб

сваренных рельсовых проб, которые приводятся во всех работах по оценке эффективности той или иной технологии электро-контактной сварки рельсов по всей видимости недостаточные с точки зрения оценки поведения структуры в процессе эксплуатации сварного стыка.

1.3.2 Методы контроля качества сварного рельсового стыка

В данном разделе мы рассмотрим методы контроля сварных стыков, которые регламентируются нормативными документами [66, 179, 180] и сопроводим свои комментарии результатами работ различных авторов. Первым делом отметим некоторые методические замечания. В первых строках нормативного документа [179] зафиксирован императивный закон: *«Ресурс (срок службы) соединений железнодорожных рельсов, сваренных в соответствии с настоящими техническими условиями, **соответствует** ресурсу (сроку службы) железнодорожных рельсов»*. В конце документа: *«Срок гарантии сварных стыков рельсов устанавливается по количеству пропущенного по ним груза - **250** млн. т. брутто, но не более пяти лет с момента поставки»*. Возникает вопрос с оценкой срока службы железнодорожного рельса т.к. согласно работам [2, 7, 12, 15, 18, 30, 36, 53, 175] качество металлургического производства рельса, химический состав рельсовой стали, способы термической обработки и самое главное условия эксплуатации определяет истинный срок службы. В работах [181-183] приведены результаты испытаний на экспериментальном кольце ВНИИЖТ 16 опытных партий рельсов отечественного производства. 80 %-ный гамма ресурс составил 1220 млн. т. брутто только в одной партии рельса, в остальных случаях величина данной характеристики составила от 230 до 958 млн. т. брутто. В работе [184] приводятся данные по зарубежным рельсам с ресурсом свыше 1-3 млрд. т. брутто. Практический срок службы рельса, определяемый пропущенным тоннажем может составлять всего 136 млн. т. брутто [185], 435 млн. т. брутто [186], 1000 млн. т. брутто [171] и изыматься по предельному износу или дефектам контактно-усталостного происхождения.

Тогда получается, что статистика приведенная нами (см.рис. 1.19) согласно

работы [100] и рис. 1.3 показывает нам три варианта развития событий связанных со сваркой рельсовых стыков: либо все сварочные стыки в рельсах забракованные в процессе эксплуатации были сварены с нарушениями действующих ТУ [179], либо сами ТУ на сварку рельсов не обеспечивают ресурс соединений железнодорожных рельсов сопоставимый ресурсу (сроку службы) железнодорожных рельсов. По причине того, что рельсы еще не выработали свой ресурс, а их уже изъняли из пути по причине дефекта стыка. Третий вариант, все нормально и сварочные стыки выработали свой гарантийный ресурс по количеству пропущенного по ним груза - 250 млн. т. брутто. Данные рис. 1.3 с одной стороны подтверждают это, а с другой стороны рост дефектных рельсов по коду 46.3 с 2012 по 2019 год увеличился в 15 раз (см. рис. 1.3). При этом рельсы¹: «имеющие смятие головки при измерении по оси головки от линейки длиной 1 м более 1,0 мм, являются дефектными (ДР). Для уменьшения уклонов неровности на поверхности катания головки в зоне сварного стыка производят шлифование рельса, а для полного устранения неровностей проводят восстановление сварного стыка вырезкой дефектного участка и вваркой вставки. До выполнения указанных работ или при невозможности их выполнения до плановой замены рельсов или восстановления сварного стыка в зависимости от глубины смятия сварного стыка h скорость движения поездов не должна превышать: 120 км/ч при $1,0 < h \leq 2,0$ мм; 70 км/ч при $2,0 < h \leq 3,0$ мм; 40 км/ч при $3,0 < h \leq 4,0$ мм; 25 км/ч при $4,0 < h$. При глубине смятия более 4,0 мм рельсы заменяют или восстанавливают в первоочередном порядке». Мы видим, что дефект рельса по коду 46.3 относится к гарантийному случаю исполнителя сварки, т.е. для случая предъявления рекламации, но никак не связан с ресурсом сваренного стыка рельса сформулированный в документе [179]. Железнодорожники при этом несут

¹ Распоряжение ОАО "РЖД" № 2499р от 23.10.2014 Об утверждении и введении в действие инструкции "Дефекты рельсов. Классификация, каталог и параметры дефектных и остродефектных рельсов"

экономические издержки и вынуждены с целью безопасности движения снижать скорость поезда и производить замену рельсового участка. На рис. 1.19 в период 2002-2012 годов статистика показывает снижение изъятия рельсов (по причине других дефектов) из бесстыкового пути, но при этом идет рост изъятия рельсов по причине дефектов сварных стыков, которые не простояли даже гарантийный период по коду 47.3 (Смятие и износ головки в зоне сварного стыка из-за местного снижения механических свойств металла **до пропуска гарантийного тоннажа**¹). Дефект по коду 47.3 согласно¹, образуется «вследствие неоднородности механических свойств металла, получающейся при сварке рельсов, образуется местное одиночное (одна седловина) или двойное (две седловины) смятие головки рельса. Интенсивному развитию седловин в эксплуатации способствуют наличие начальной неровности в сварном стыке, образовавшейся при сварке рельсов с концевой искривленностью, отсутствие или нарушение упрочняющей термической обработки сварных стыков».

Приведем факты из доклада (от 25.01.2020) главного инженера Управления пути и сооружений ОАО «РЖД», Д. Н. Буркова. Лежащие в пути ОАО «РЖД» дефектные рельсы на 01.01.2020 составляют 82 272 шт., из них по коду дефекта 46/47 (рельсового сварного стыка) -**38 %** и остальные дефекты рельса составляют - **62 %**. На рис. 1.31 показана статистка дефектов рельсового стыка. Основную долю составляют дефекты глубиной 1-2 мм. На рисунке 1.32 показана динамика нарастания дефектов в сварном стыке в период 2015-2020 годы.

Дефекты кода 46.3 и 47.3 (ЭКС), лежащих в
главных путях

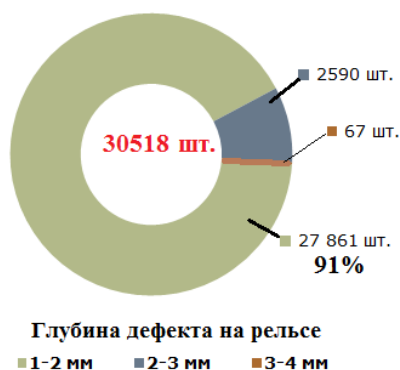


Рисунок 1.31 – Анализ дефектных рельсов по коду 46.3/47.3, лежащих в главных путях на 1 января 2020 г.

Динамика роста дефектных рельсов по коду 46/47

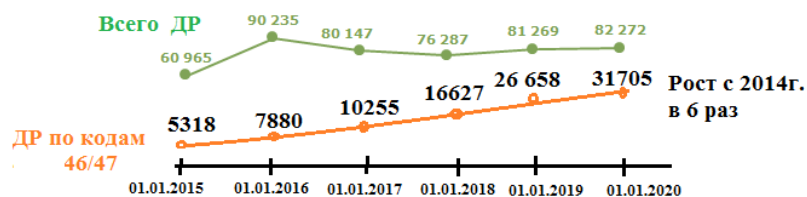


Рисунок 1.32 – Динамика роста дефектов сварного стыка за период 2015-2020 гг.

Таким образом, мы имеем большую статистическую выборку почти за 20 лет, из которой виден неизменный качественный тренд нарастающего количества дефектов сварного стыка. При этом металлургическое качество рельсов за этот период улучшилось, механические свойства повысились, что повлияло на эксплуатационный срок службы рельса, но при этом качество металла в зоне сварного стыка (из данных статистики) не повышается, а наоборот ухудшилось. Вероятность развития событий по первому варианту, по всем железным дорогам РФ, мы должны исключить согласно п.2.7.2 [179] «Сведения о сварных рельсовых плетях и сварных рельсах, выпущенных РСП, заносят в шнуровую книгу учета сварных рельсов (ПУ-95), а результаты испытаний контрольных образцов сварных стыков рельсов и измерения твердости металла по ГОСТ 9012-59 - в шнуровую книгу контрольных испытаний сварных рельсовых стыков на статический изгиб (ПУ-96). Эти книги, а также журнал дефектоскопии и сменные рапорты (в том числе и в электронном виде), **как документы строгой отчетности, хранятся в течение десяти лет**». Согласно документам строгой отчетности считаем, что все сварные стыки, представленные в статистике рис. 1.19 и рис. 1.32 сделаны в соответствии ТУ [179]. Вполне допустимо, что бывают, конечно, случаи халатности, низкой технической дисциплины, безответственности, но в рамках статистических данных это должны быть небольшие доли процента. Однако бывают и исключения рис. 1.33. Рельсосварочное предприятие (РСП) Красноярская

железная дорога, РСП-17-Горьковская железная дорога, РСП-29-Западно-Сибирская железная дорога дают большое количество брака при сварке рельса.

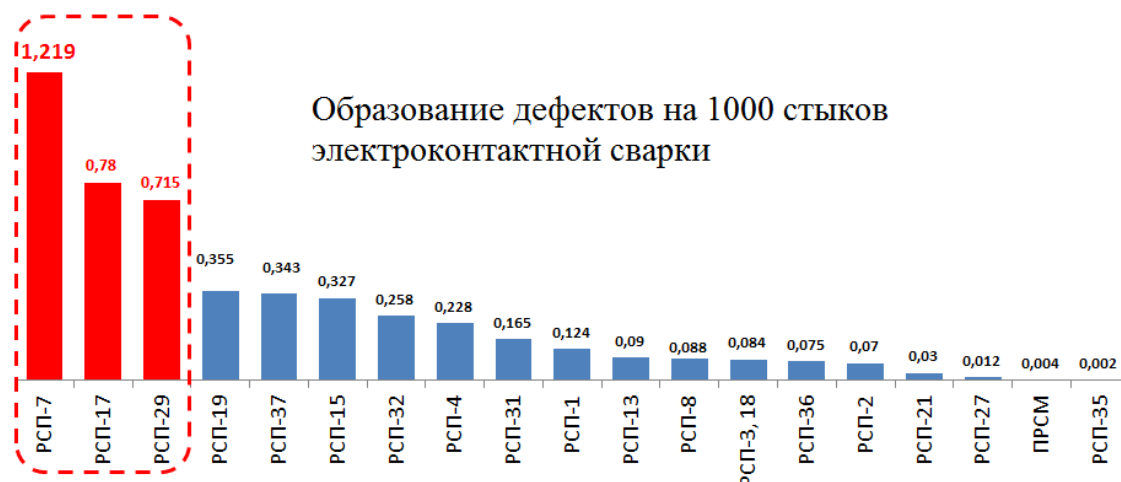


Рисунок 1.33 – Статистика браков в рельсосварочных предприятиях по сети дорог ОАО «РЖД»

С учетом данных статистики можно сформулировать следующий тезис, что сами ТУ [179] на сварку рельсов разработаны без учета вопросов структурообразования в сварном стыке и ориентируются в основном на получении только металлической целостности соединения без дефектов и не могут обеспечить выполнение императивного закона: *«Ресурс (срок службы) соединений железнодорожных рельсов, сваренных в соответствии с настоящими техническими условиями, соответствует ресурсу (сроку службы) железнодорожных рельсов»*. Или хотя бы достичь гарантийного срока, который устанавливается по количеству пропущенного по ним груза - 250 млн. т. брутто [179].

Далее в ТУ [179] зафиксировано: *«п. 2.3.5 Твердость металла головки термообработанных сварных стыков рельсов должна соответствовать твердости основного металла. Допускается снижение твердости металла головки сварных стыков рельсов относительно нижней границы прокатных рельсов не более чем на 15 %»*. Очевидно, что если твердость металла головки после термообработки сварного стыка должна (императивная форма глагола в русском

языке) соответствовать твердости основного металла, то это надо выполнять всегда. Первое предложение данного пункта, с точки зрения законодательной практики формулирует юридическим языком норму, т.е. так должно быть всегда на всех рельсосварочных предприятиях (РСП) ОАО «РЖД». Второе предложение о допущение есть не что иное, как незначительное отступление от юридической нормы нормативного документа в силу объективных и субъективных обстоятельств, которое есть редкое исключение из правил нормы. Однако, принятое далее допущение о снижении твердости на 15 % сводит на нет саму операцию термообработке т.к. после сварки мы и так имеем снижение твердости н головки рельса в ЗТВ на ~15 % при непрерывном оплавлении и на ~12 % при пульсирующем оплавлении (см. рис. 1.24, 1.26, 1.28). Зачем тогда делать термообработку сварного стыка, если зона с пониженной твердостью не устраняется? На рис. 1.34 приведена макроструктура сварного стыка рельса и показано распределение твердости после сварки. Общая ширина сварного стыка 40 мм. На рис. 1.35 показана макроструктура сварного стыка после термообработки согласно [179], при этом ЗТВ увеличилась почти в 3.5 раза, а падение твердости сохранилось. Таким образом, в нормативном документе ТУ [179] норма- *должна соответствовать твердости основного металла* перестает быть главенствующим требованием к качеству сварки, а допущение о снижении твердости на 15 % становится нормой.

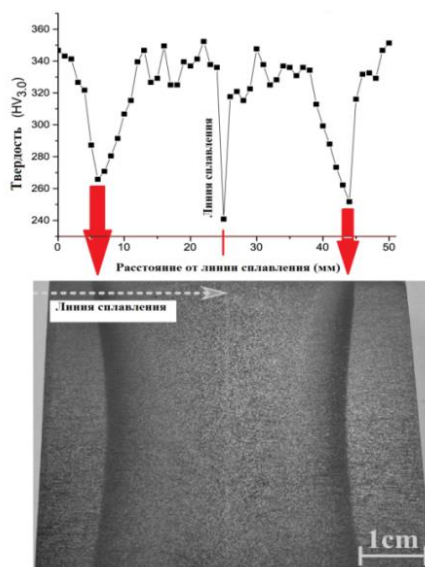


Рисунок 1.34 – Макроструктура сварного стыка и распределение микротвердости

после сварки [190]

Важно отметить, что отсутствие в нормативных документах требований к структуре сварного стыка как после сварке, так и после термообработки приводит к не качественной термообработке сварного стыка (см. рис. 1.36), которые могут быть выявлены только разрушающим методом контроля (металлография) т.к. критерии твердости по головке рельса не позволяет выявить эти дефекты. Других способов контроля в нормативных документах не предусмотрено.

Авторы работ [133, 134] утверждают, обосновывая дифференцированную после сварочную термическую обработку, что причины негативного влияния сварки на качество рельсов заключаются в создании неблагоприятной эпюры внутренних остаточных напряжений.

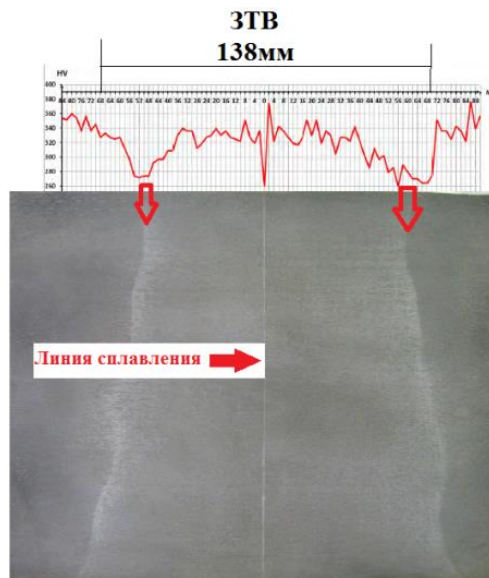


Рисунок 1.35 – Макроструктура сварного стыка и распределение твердости после сварки и термообработки согласно [179]



Рисунок 1.36 – Дефекты термообработки сварного стыка, выявляемые только

после выхода сварного стыка из эксплуатации

Словосочетание «благоприятные и неблагоприятные» эпюры остаточных напряжений в сварном стыке повторяемая, можно найти во многих работах посвященных электро-контактной сварке рельса [17, 100, 116, 119, 127, 128, 131, 132].

Например, в работе [17] для определения остаточных напряжений применяли метод вырезки темплет, основанный на измерении упругих деформации, возникающих на поверхности темплет при вырезке из рельса. Однако количественных значений автор не приводит. В работах [133, 134] есть эпюры остаточных напряжений в сварном стыке после термообработке, но нет методики описания, как они были получены. В большинстве работ не приводится методика измерений остаточных напряжений в сварном стыке рельса и самое главное - нет результатов. Более того в ТУ на сварку [179] нет ни одной строчки про остаточные напряжения как после сварки, так и после термической обработки сварных стыков. В методах контроля сварных стыков [179] также нет ни методов измерения остаточных напряжений, ни контрольных значений остаточных напряжений (допускаемых или не допускаемых). Хорошо известно, что остаточные напряжения в рельсах в значительной степени влияют на их циклическую долговечность, чувствительность к поверхностным концентраторам напряжений, трещиностойкость и живучесть [2].

Если мы возьмем ГОСТ на железнодорожные рельсы [66], то в п. 511-остаточные напряжения в шейки рельса допускаются и определяются по расхождению (схождению) паза – 2 мм для рельсов ДТ350, ДТ350СС и др. (см. [66]). В этом же документе п.6.3 отбор проб, приводится таблица 15 приемосдаточные испытания, где зафиксировано периодичность испытаний, в частности остаточные напряжения определяются: одна проба для рельсов термоупрочненных специального назначения не реже одного раза за 8 часов, для рельсов термоупрочненных общего назначения за сутки.

В каталоге на выпускаемую продукцию (железнодорожные рельсы) известного производителя JFE Steel Corporation (Japan, <http://www.jfe-steel.co.jp/en>)

представлены рельсы, с утолщенным упрочненным слоем головки – Thicker Head Hardened Rail (ТНН). В каталоге есть раздел, посвященный сварке. Мы, можем увидеть, не только распределение твердости в сварном стыке после сварки электро-контактным способом, но и распределение остаточных напряжений по сечению сварного шва рис. 1.37, 1.38.

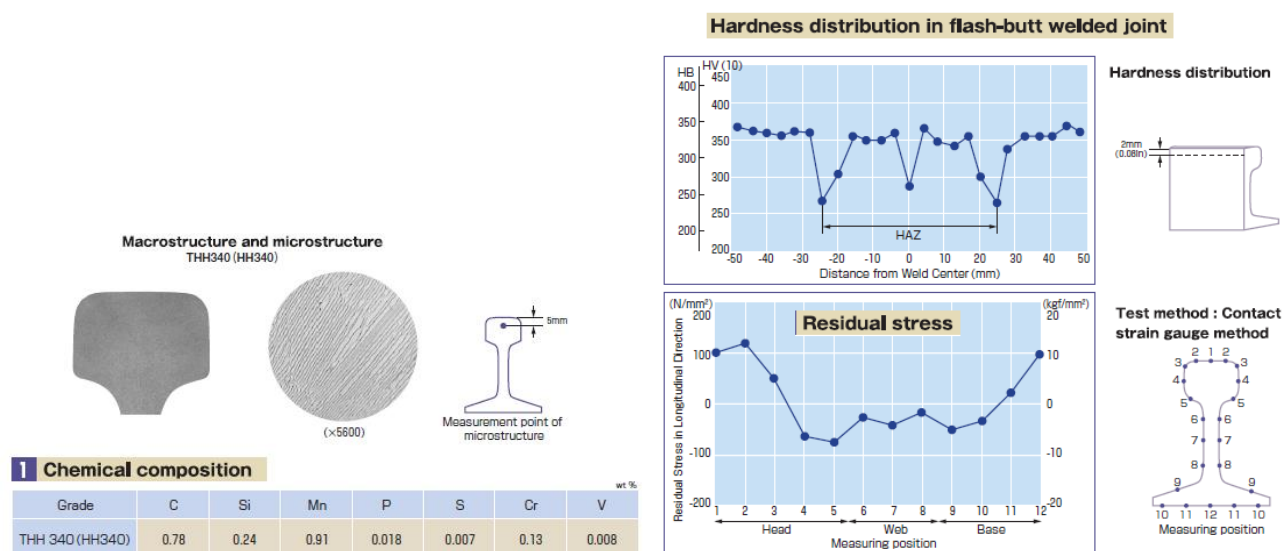


Рисунок 1.37 – Электро-контактная сварка оплавлением рельсов, с утолщенным упрочненным слоем головки – Thicker Head Hardened Rail (ТНН)

В каталоге известной фирмы по производству железнодорожных рельсов «Nippon Steel and Sumitomo Metal Corporation» (Japan) (<http://www.nssmc.com/>) представлены рельсы, подвергающиеся термоупрочнению после прокатки - Deerp Head Hardened Rail (DHN). Прочность термообработанных рельсов может в соответствии с требованиями заказчика регулироваться за счет изменения давления, под которым подается воздух, температуры и времени охлаждения. Отдельные разделы каталога посвящены сварки рельса при помощи термитной и электро-контактной с оплавлением. Приведены фото сварного шва, макроструктура, распределение твердости по ширине сварного стыка, распределение остаточных напряжений в сварном шве, испытания на износ.

Сотрудники «Nippon Steel and Sumitomo Metal Corporation» (Japan) практически все выпускаемы химические составы рельсовых сталей, способы термической обработки рельсов, а также способы сварки и последующей

термообработки сварного стыка оформили в виде патентов РФ.

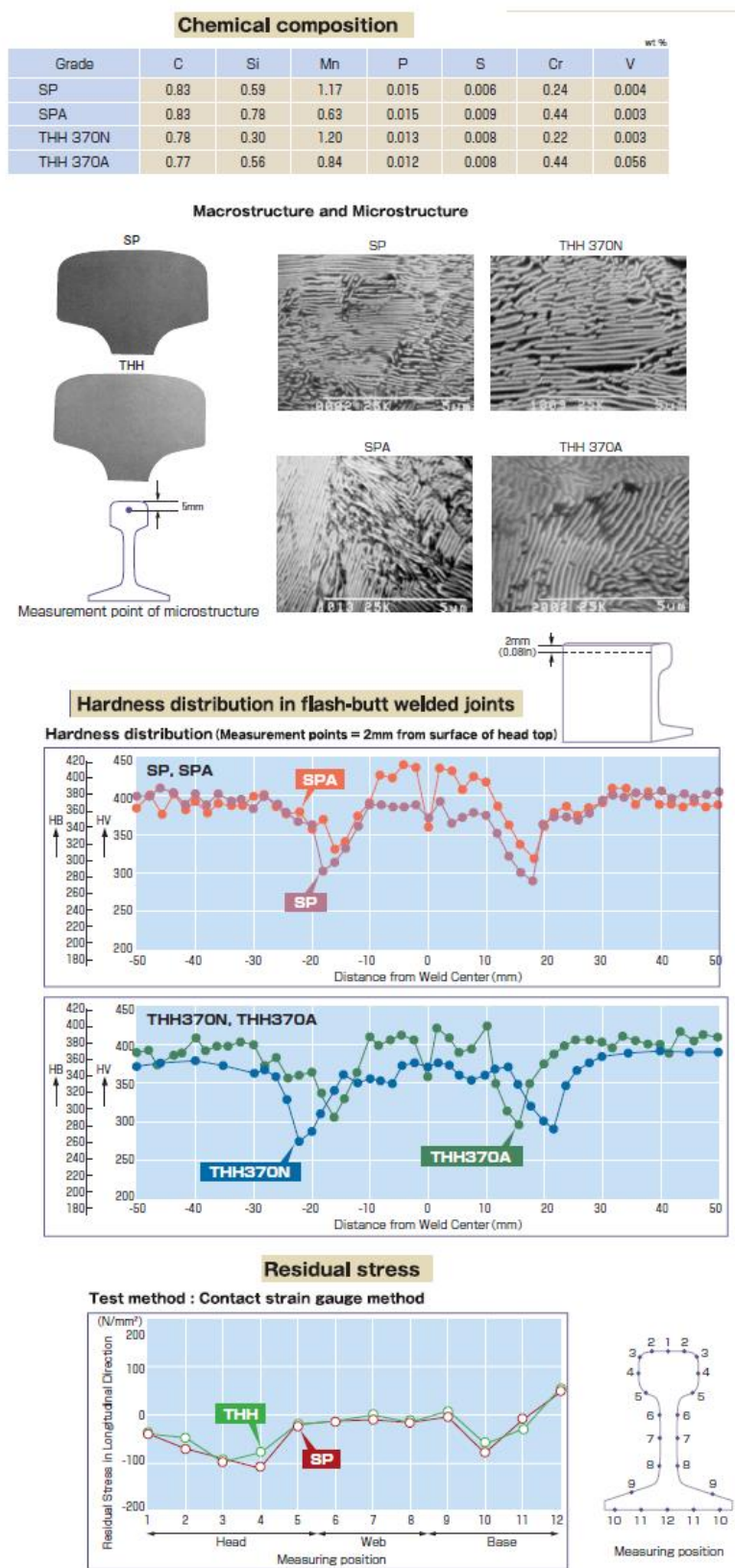


Рисунок 1.38 – Электро-контактная сварка оплавлением рельсов, с утолщенным упрочненным слоем головки – Thicker Head Hardened Rail (THH), SPA, SP

Так, например, в патенте [187] реализован способ электроконтактной сварки рельса с оплавлением позволяющий получить ЗТВ ~24-30 мм и геометрические размеры зон с пониженной твердостью ~7,2-13 мм, что почти в 2 раза ниже пятна контакта (если оптимальный размер ЗТВ равен - 7,2 мм). Показано, что увеличение зоны термического влияния с 25 мм до 35 мм, увеличивает износ поверхностного слоя рельсового стыка в 2-3 раза. В патенте [188] описание занимает 144 страницы, подробно рассмотрены теоретические вопросы структурообразования при электроконтактной сварке рельсов и последующей термической обработке, а также влияние остаточных напряжений в сварном стыке на образование дефектов контактно-усталостного происхождения. Приведены режимы сварки и термообработки снижающие количественные значения остаточных напряжений. В частности, на рис. 1.39 показаны остаточные напряжения, возникающие после электро-контактной сварки с оплавлением в рельсовом стыке [188]. В работе [189] приводится распределение твердости по всему сварному стыку рельсового соединения полученного электроконтактной сваркой с оплавлением рис. 1.40. В этой же работе [189] приведены структуры металла в каждой части рельса и распределение остаточных напряжений. Видно, рис. 1.40, что в зоне шейки нет провала твердости, а наоборот повышение твердости, диапазон распределения твердости достигает почти 100 ед. В тоже время количество дефектов в зоне шейки очень высокое рис. 1.41.

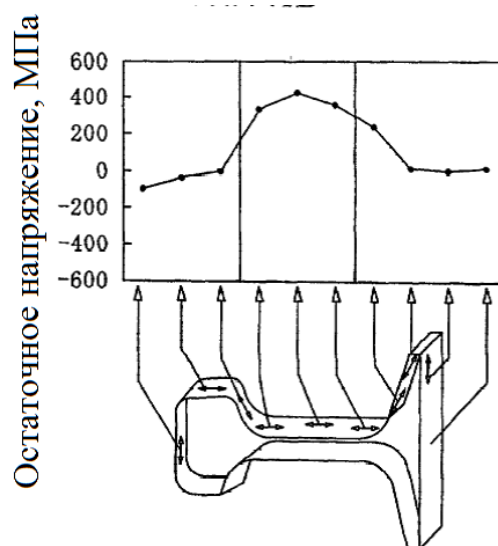


Рисунок 1.39 – Распределение остаточных напряжений сжатия и растяжения в

сварном рельсовом стыке [188]

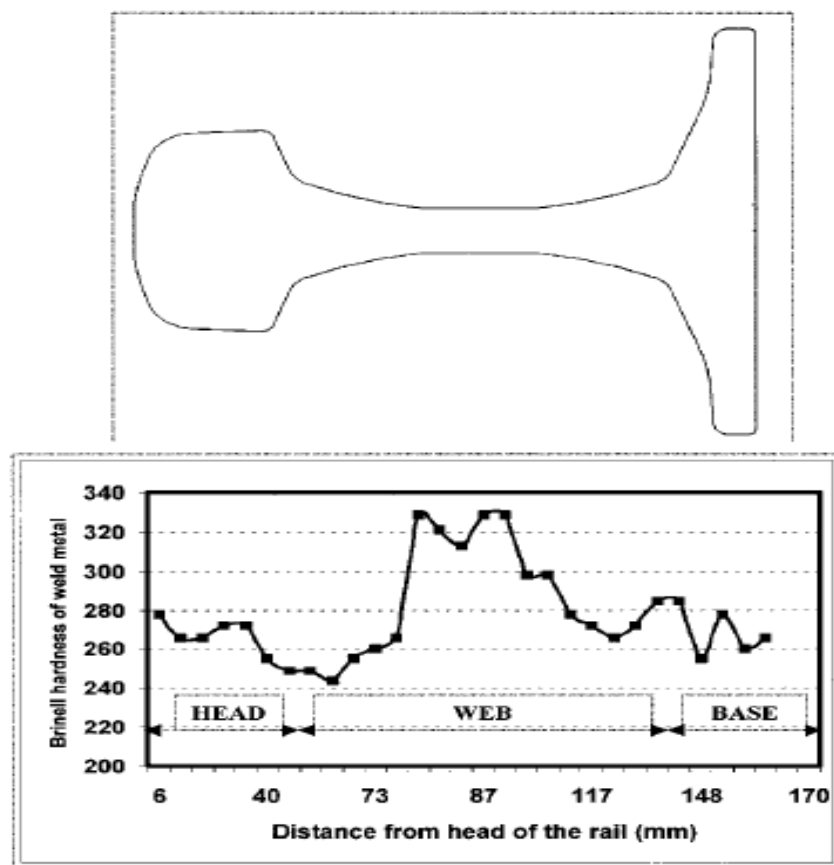


Рисунок 1.40 – Распределение твердости по сечению в сварном стыке рельса [187]

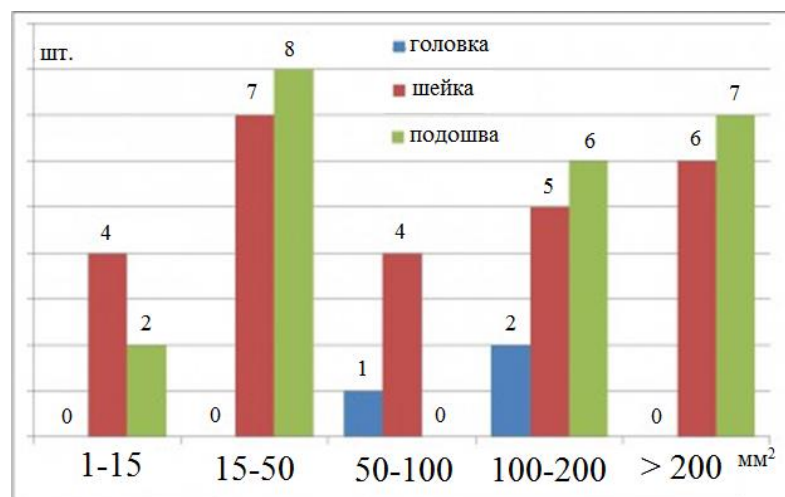


Рисунок 1.41 – Распределение по площади дефектов, послуживших причиной изломов рельсов в области сварных стыков за 2005-2012 гг. [191]

С учетом проведенного анализа можно констатировать, что естественно таких протоколов измерений твердости в головке рельса, шейке и подошве

согласно ТУ [179] после сварки и термической обработки контрольных образцов на российских железных дорогах, вы не найдете. В ТУ [179] вообще не расписан порядок измерения твердости сварного стыка. Про контроль зон с пониженной твердостью тоже ничего нет. Более того есть противоречие с нормативным документом на железнодорожные рельсы [66], где в п.6.2.7 [66] написано, что для рельсов категории СС и ВС отпечатки шарика при определении твердости на поверхности катания не допускаются. При их наличии рельсы переводятся в другую категорию. В тоже время, порядок измерения твердости сварного стыка есть в локальной инструкции ВНИИЖТа, что не является нормативным документом. Более того в ОАО «РЖД» есть явный конфликт интересов применительно к организации ВНИИЖТ, которая одновременно является разработчиком технологии контактной сварки оплавлением рельсов, законодателям (разрабатывает ведомственные инструкции, ТУ и т.д.) и единственным экспертом в части контроля качества сварки в рельсосварочных организациях.

Используемые в документах [179, 180] контролируемые параметры качества сварного шва в виде показателей разрушающей нагрузки и стрелы прогиба сварных рельсов типа Р65 при статическом поперечном трехточечном изгибе важны с точки зрения прочности, но не являются определяющими с точки зрения явлений износа и контактно-усталостных воздействий на головке рельса. Для этих явлений в процессе эксплуатации рельса, важное значение приобретает структурный фактор.

Вопрос, на который пока нет ответа, связан с термообработкой сварного стыка согласно режимам Приложения 10,11 [179]. В этих приложениях рельсы категории ДТ350 (сталь К76Ф) свариваются между собой и в дальнейшем проходят термообработку при температуре нагрева 850-900 °С. Для сварного стыка рельса категории ДТ350 (сталь К76Ф) с рельсом категории ДТ350 (сталь Э76ХФ) температура нагрева под закалку 850-950 °С.

С какой целью верхний предел под нагрев увеличили до 950 °С, не известно. При этом проведенные исследования в работе [72] показали оптимальный режим термической обработки рельсовой стали категории ДТ350 (Э76ХФ) с

максимальной температурой нагрева – 850 °С. В работе [134] авторы не обнаружили существенных различий в механических свойствах рельсов из стали К76Ф с содержанием Cr 0,108%, термообработанных по технологии ТЭК-ДТО (воздух с изменяемой влажностью), и рельсов из стали Э76ХФ с Cr=0,42 % (ОЗСМК ОП) и Cr=0,46 % (ОЗСМК ПН), термообработанных воздухом.

В заключении, необходимо отметить, что при анализе нормативного документа на сварку рельса [179] и стандарта качества [180], произвольно формируется важный парадокс, который заключается в следующем: *железнодорожный рельс при сварке в плетъ для бестыкового пути, как инновационный продукт высокого качества согласно ГОСТа [66] (в котором подробно нормируется макро и микроструктура, количество неметаллических включений, прописаны способы контроля структуры и механических свойств и т.д.) перестает существовать и превращается в простую металлическую балку. Эту балку надо сварить с другой балкой для получения металлической целостности без дефектов и трещин.*

В требованиях [179] к процессам сварки и термообработки прописано многое (с точки зрения техники исполнения), но нет самого главного требования - какая структура металла должна быть в зоне сварного стыка (перлит, феррит, бейнит, мартенсит и т.д.). Если (по умолчанию) должна быть только одна структура перлит, то какими характеристиками она контролируется, чем и как контролировать в целом структуру в ЗТВ стыка, что делать если есть отступления от рекомендуемой структуры и т.д.

Важно отметить, что технология контактной стыковой сварки рельсов за рубежом не предполагает термообработки рельсовых стыков после сварки, высокие показатели механических свойств сварного соединения обеспечиваются самим способом сварки [192]. Процесс разделяют на три этапа. Первый этап – разогрев свариваемых поверхностей, второй этап – фактическая сварка, третий этап – охлаждение сварного соединения. Первый этап разогрева в свою очередь делят еще на три этапа: 1. «намеренное оплавление», 2. «предварительное нагревание» и 3. «оплавление». Второй этап фактической сварки является осадкой под током. Во

время последнего третьего этапа после сварки применяется термообработка подобно предварительному подогреву для снижения скорости охлаждения после сварки – производят пропускание электрического тока через сварной стык несколькими импульсами.

В СибГИУ (по мнению разработчиков) создан более совершенный способ, который заключается в том, что после осадки и охлаждения сварного стыка в момент достижения необходимой температуры удерживается заданная температура, путем пропускания импульсов переменного электрического тока через сварной стык. Температура выдержки выбирается исходя из получения более мелкодисперсной структуры металла шва. Время выдержки определяется инкубационным периодом образования необходимой структуры и регулируется количеством импульсов тока. На данный способ сварки рельсов получен патент на изобретение [193]. В работе [194] приведены результаты рис. 1.42 исследования, влияния режимов сварки с последующей изотермической выдержкой образцов из рельсовой стали Р65 категории ДТ350 марки 76ХФ, производимой путем пропускания импульсов переменного электрического тока после сварки. Сварка образцов производилась в лабораторных условиях на модернизированной машине для контактной стыковой сварки МС-2008М. По результатам работы имеются несколько принципиальных замечаний. Все они выделены на рис. 1.42. В приведенных результатах рис. 1.42, у 8 образцов пластические свойства в 2,9 раза меньше, чем регламентировано ГОСТом на рельсовую сталь. Предел текучести в 1,2-1,3 раза меньше у 6 образцов, временное сопротивление в 1,2 -1,3 раза меньше у 6 образцов. У образца № 4, который авторы считают самым качественным - механические свойства одни из самых низких. Образец № 9 вообще имеет самые плохие механические свойства.

Далее отметим, что геометрические размеры ЗТВ у образцов № 1-4 имеют минимальные размеры, но оптическая металлография этого не подтверждает. Непонятно, что за дополнительные границы появились в оптических снимках в ЗТВ (на рис. отмечены стрелками). В образце № 8 левая часть металлографии от линии сплавления (при условии симметричности нагрева и охлаждения от линии

сплавления стыка) не соответствует правой части. В левой части однозначно представлены фото перлитной структуры, в правой части стыка по всей видимости фото структуры мартенсита и бейнита (качество фотографии низкое). Однако распределение твердости показано, как в правой, так и в левой части для структуры мартенсита. Вызывает вопрос по значению твердости на линии сплавления, которое практически совпадает, как для образца № 4, так и № 8. В образце № 8 с мартенситной структурой (как настаивают авторы) не должно быть провала твердости на линии сплавления. Почему оборвано распределение твердости по Виккерсу на образце № 4, а ЗТВ, превышающая 30 мм - есть на макроструктуре рельсового стыка и оптических снимках.

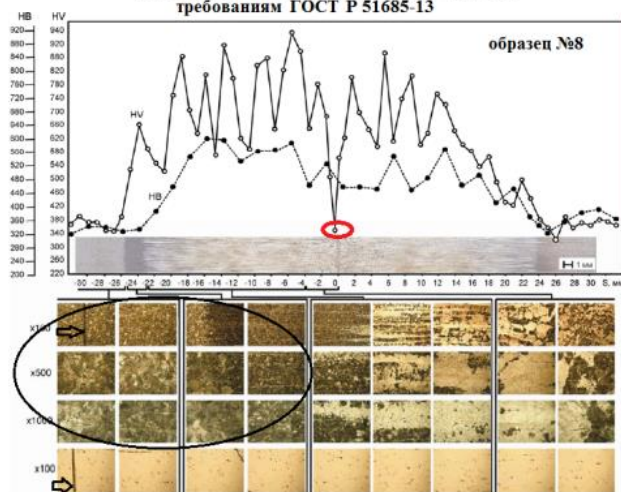
Химический состав исследуемых сталей

Номер образца	C	Mn	Si	Cr	V	P	S	Al	Ni	Cu	Ti	Mo	Nb	Su	Sb	O	H, ppm
1	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,010	0,010	0,003	0,08	0,12	0,002	0,006	0,002	0,005	0,002	0,0010	0,90
2	0,77	0,77	0,53	0,37	0,04	0,012	0,009	0,003	0,08	0,10	0,003	0,007	0,002	0,005	0,001	0,0009	0,08
3	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,010	0,010	0,003	0,08	0,12	0,002	0,006	0,002	0,005	0,002	0,0010	0,90
4	0,77	0,77	0,53	0,37	0,04	0,012	0,009	0,003	0,08	0,10	0,003	0,007	0,002	0,005	0,001	0,0009	0,08
5	0,77	0,80	0,56	0,38	0,04	0,008	0,006	0,002	0,06	0,10	0,002	0,006	0,002	0,005	0,001	0,0013	1,10
6	0,76	0,78	0,55	0,38	0,04	0,010	0,006	0,003	0,07	0,10	0,002	0,005	0,002	0,004	0,001	0,0012	0,90
7	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,002	0,005	0,001	0,005	0,002	0,0009	1,00
8	0,76	0,78	0,55	0,38	0,04	0,010	0,006	0,003	0,07	0,10	0,002	0,005	0,002	0,004	0,001	0,0012	0,90
9	0,77	0,80	0,56	0,38	0,04	0,008	0,006	0,002	0,06	0,10	0,002	0,006	0,002	0,005	0,001	0,0013	1,10

Нормируемые параметры твердости, относительные отклонение твердости, геометрические размеры ЗТВ сваренного стыка и механические свойства

Номер образца	HB _{max}	HB _{min}	Δ_{HB} , %	Δ_{HRC} , %	Δ , %	Протяженность ЗТВ, мм	σ_T , Н/мм ²	σ_s , Н/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	Наличие неметаллических включений
1	290	414	17,40	18,29	35,69	10,0	660	990	3,2	4,4	+
2	297	364	15,20	3,90	19,1	6,5	650	750	1,7	4,7	+
3	322	370	8,00	5,81	13,81	6,0	530	570	1,2	3,6	+
4	326	385	6,85	10,00	17,43	5,0	720	870	0,4	4,3	+
5	279	364	20,23	4,00	24,23	16,0	800	810	1,2	4,3	+
6	280	391	20,00	11,71	31,71	16,0	770	980	1,5	4,9	+
7	264	404	24,48	15,33	39,81	20,0	880	1080	2,8	5,7	-
8	319	601	8,76	71,83	80,59	26,0	970	1010	1,2	5,0	-
9	281	378	19,71	8,00	27,71	17,0	465	465	0,8	3,8	+

Свойства сварного стыка не соответствующего требованиям ГОСТ Р 51685-13



Новая технология сварки рельсового стыка на соответствие требованиям ГОСТ Р 51685-13

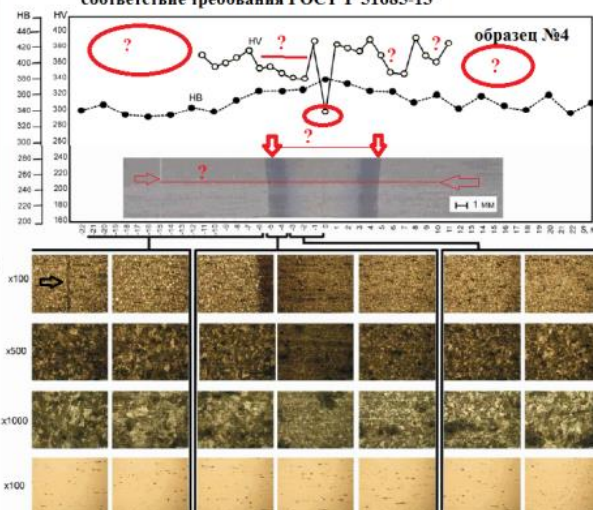


Рисунок 1.42 – Основные результаты по сварке рельсовых стыков авторов работы

Чем объясняются провалы твердости? Далее важный факт. Известно, что результаты измерения твёрдости по методам Роквелла и Виккерса, могут быть переведены с помощью таблиц в единицы твёрдости по методу Бринелля. Однако, перевод измеренных значений Виккерса на микротвердомере HVS-1000 в шкалу Бринелль не соответствует действительности. Во-первых, шкала перевода Виккерса (HV) в Бринелль (HB) заканчивается на максимальных значениях 470 ед. На графиках распределение твердости измеренные значения Виккерса сравниваются со значением по Бринеллю. Но, как было сказано выше значения по Виккерсу составляют HV=540-940, и они не могут быть переведены в значения Бринелля. Во-вторых, измерить реально твердость по Бринеллю (отпечаток по шарикам) в ЗТВ имеющий размер 5 мм (по данным авторов) и еще построить распределение не реально. Возникает вопрос, что это за твердость по Бринеллю и Виккерсу представлена на графиках, и можно ли доверять этим значениям. Это ставит под сомнения всю работу данных авторов, так как именно в выводах авторы утверждают: *«Разработан, защищенный патентом РФ способ контактной стыковой сварки [193], позволяющий получать сварное соединение изделий из рельсовой стали с равномерным распределением твердости и малой ЗТВ, удовлетворяющими разработанным техническим требованиям АО ЕВРАЗ ЗСМК к перспективному сварному стыковому соединению рельсов Р65 категории ДТ350.2. Предлагаемый способ позволяет производить регулирование структуры сварного соединения рельсов, не прибегая к дополнительной локальной термической обработки».*

В настоящее время основной производитель рельсовой продукции АО «ЕВРАЗ ЗСМК» сформулировал технические требования к перспективному сварному стыковому соединению рельсов типа Р65 категории ДТ350, которые значительно превосходят требования, установленные СТО РЖД 1.08.002-2009 «Рельсы железнодорожные, сваренные электроконтактным способом». Одним из важных требований, которые при существующей технологии не достигаются, является твердость металла в зонах термического влияния рельсов на поверхности катания, твердость не должна отличаться более чем на 10 % от требований,

установленных ГОСТ Р 51685–2013: на глубине 10 и 22 мм от поверхности катания должна составлять не менее 270 HV. В микроструктуре сварного соединения и зонах термического влияния не допускается наличие участков мартенсита и бейнита.

Опыт Евросоюза по сварке рельсов обобщен в нормативных документа [195, 196]. В этих документах приведены результаты совершенствования технологии контактной сварки оплавлением рельсов рис. 1.43. Разработчики пошли по пути снижения износа в местах пониженной твердости рельсового стыка, за счет уменьшения ЗТВ рис. 1.43, как следствие этого, усталостная прочность узких сварных швов по новой технологии лучше, чем по стандартной.

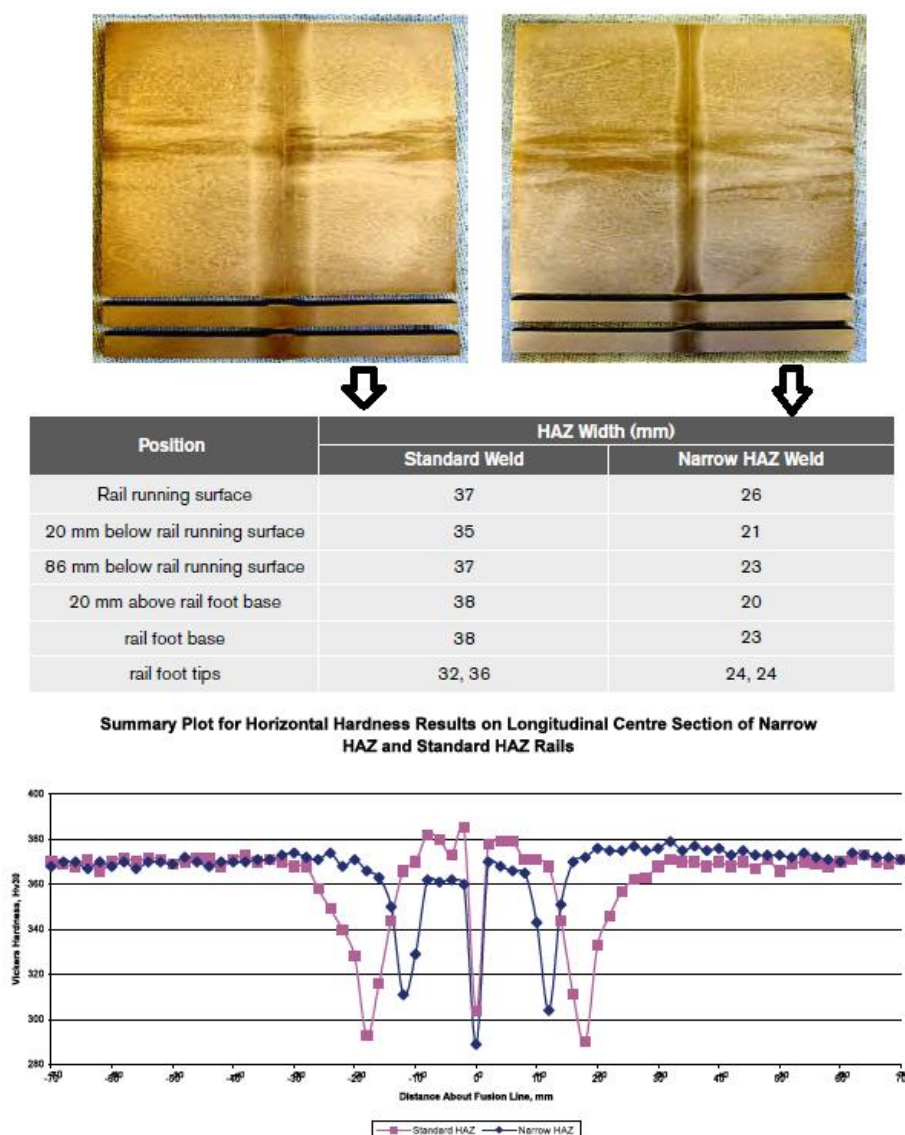


Рисунок 1.43 – Сравнение зоны термического влияния по стандартной технологии контактной сварки и новой на дорогах Евросоюза

Испытательные нагрузки на изгиб полученных узких сварных швов находятся на уровне стандартной технологии. Получаемая в процессе новой технологии узкая зона термического влияния сварного стыка обеспечивает равномерный износ по всей площади стыка.

1.3.3 Методы исследования структуры сварных швов рельсового стыка

Известно, что количественная оценка микроструктур имеет решающее значение для разработки новых материалов, а также для обеспечения качества различных технологических процессов. Прогресс в области материаловедения сопровождается все более сложными и тонкими микроструктурами. При этом количественная оценка этих микроструктур становится все более сложной. Одним из способов получения дополнительной информации о микроструктурах является объединение изображений, полученных с помощью различных методов визуализации, таких как сканирующая электронная микроскопия и светоптическая микроскопия. В тоже время необходимо констатировать, что в исследовании рельсовой стали основным инструментом изучения структур является электронная микроскопия [73-80, 83, 158-161, 189, 190], а в работах отечественных авторов, посвященных изучению структуре рельсовой стали только оптическая [127, 162, 178]. Необходимо кратко проанализировать возможности оптической микроскопии на современном этапе производства рельсов с полностью перлитной структурой.

Более 2000 лет назад, примерно за одно столетие до нашей эры, люди обнаружили, что можно увидеть увеличенное изображение небольшого объекта, используя прозрачную «линзу» сферической формы. По сравнению с микроскопами, разработанными в 19 веке, обычные оптические микроскопы, используемые на сегодняшний день, не имеют существенных различий или улучшений, потому что оптические микроскопы достигли своего максимального ограничения в пространственном разрешении. Из-за большого диапазона или колебаний длины оптической волны никакие оптические инструменты не могут создать идеальное изображение естественного объекта, даже если все дефекты

формы при изготовлении оптической линзы были устранены. Из-за неизбежной дифракции оптической волны, проходящей через микроскопическую линзу, любая точка, изображенная на объекте, больше не является точкой в плоскости изображения, а является точкой дифракции. Если два дифракционных пятна находятся слишком близко друг к другу, эти две точки не различимы. При таких обстоятельствах увеличение мощности микроскопических линз объектива не может дополнительно увеличить пространственное разрешение микроскопов. Для микроскопов, использующих источники света в диапазоне видимой оптической длины волны, их пространственное разрешение ограничено 0,2 мкм. Таким образом, любые структуры меньше 0,2 мкм не разрешимы. Современный оптический микроскоп способен увеличивать объект в 1500 раз с пределом 0,2 мкм в пространственном разрешении.

Известно, что механические свойства стали в основном определяются ее микроструктурой, которая характеризуется распределением, формой и размером фаз. Очевидно, что правильная качественная и количественная классификация этих микроструктур имеет решающее значение для разработки новых составов рельсовых сталей, способов ее обработки и последующего контроля. Микроструктура сталей имеет различный внешний вид, на который влияет огромное количество параметров, таких как легирующие элементы, параметры прокатки, скорости охлаждения, термическая обработка и последующая обработка. В зависимости от того, как сталь производится и обрабатывается, микроструктура состоит из различных компонентов, таких как феррит, цементит, аустенит, перлит, бейнит и мартенсит, показанные на рис. 1.44. Верхний ряд содержит изображения, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии (SEM), а нижний ряд – с помощью световой оптической микроскопии [197]. Этот наглядный пример хорошо иллюстрирует различия, в двух методах металлографической визуализации структур.

С учетом вышесказанного и информации, приведенной в разделе посвященном рельсовой стали, где сказано, что современные рельсовой стали со структурой перлита имеют межпластиночное расстояние менее 0,15 мкм и даже

менее 0,1 мкм, очевидно, невозможно, исследовать структуру рельсов с использованием оптической микроскопии.

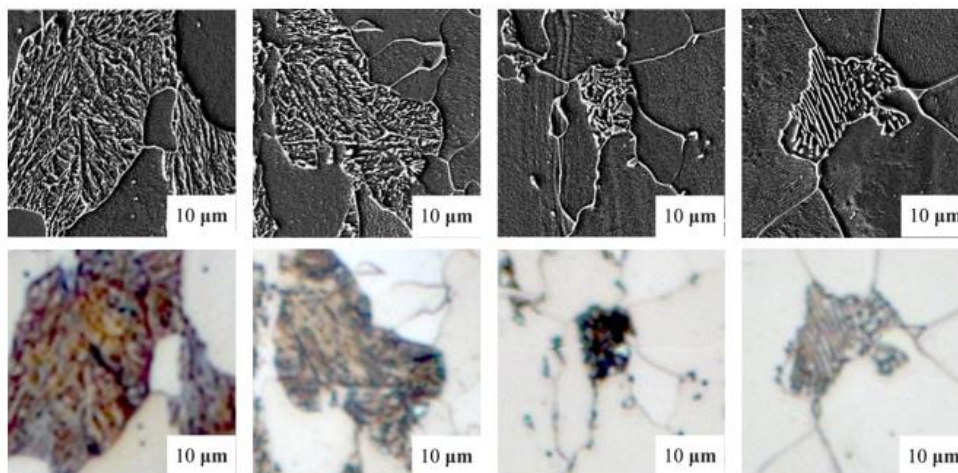


Рисунок 1.44 – Сравнение возможности оптической и электронной микроскопии различных классов микроструктуры [197]

Так, например [198], на рис. 1.45 представлена оптическая съемка сварного соединения рельсового стыка, которое может быть разделено на четыре области: область линия сплавления с (IA), зона перегрева (OZ), зона рекристаллизации (RZ) и зона неполной рекристаллизации (IRZ).

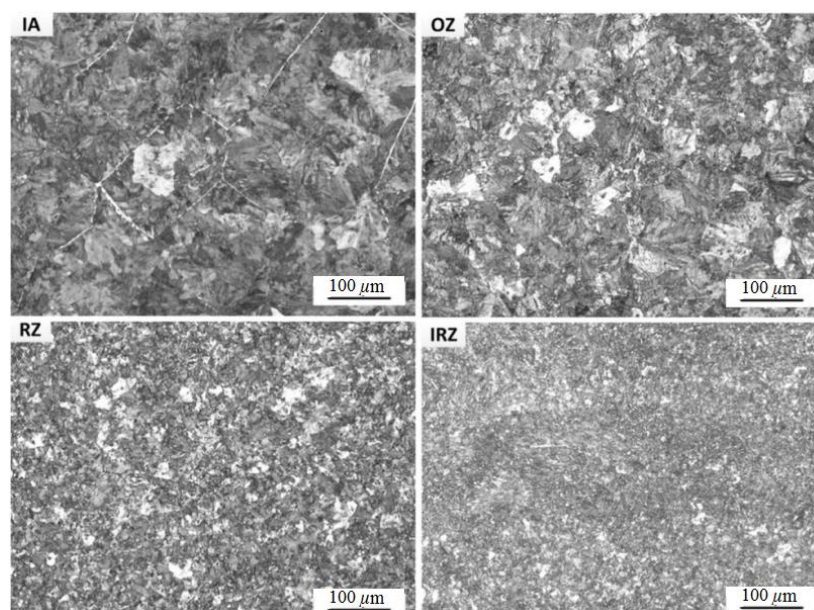


Рисунок 1.45 – Микроструктуры сварного соединения рельсового стыка (IA: зона сплавления; OZ: зона перегрева; RZ: зона перекристаллизации; IRZ: зона неполной перекристаллизации) [198]

При этом мы практически не видим структуры перлита. Более того невозможно сказать ничего о межпластинчатом расстоянии перлита, размере колонии перлита, толщине ферритовых и цементитных пластин.

Одним из подходов к увеличению пространственного разрешения микроскопов является уменьшение оптической длины волны или использование электронного луча для замены источника видимого света. Согласно теории материальной волны де Бройля, движущиеся электроны по своей природе подобны флуктуации оптической волны. Чем быстрее движутся электроны, тем короче «длина волны» выделяемой энергии. Если электроны могут быть ускорены в достаточной степени, а высвобождаемая энергия может быть сходящейся, движущийся электронный пучок также может увеличивать объекты.

Основываясь на этой концепции, немецкие инженеры Макс Нолл и Эрнст Руска собрали первый в мире трансмиссионный электронный микроскоп (ТЭМ). Британский инженер Чарльз Отли изготовил первый сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) в 1952 году. Электронная микроскопия была одним из самых важных изобретений в 20 веке. Поскольку электроны могут быть ускорены до очень высокой скорости, пространственное разрешение электронных микроскопов достигает до 0,3 нм. На рис. 1.46 представлена сравнительная визуализация структуры рельсовой стали ДТ350 (Э76ХФ), полученная оптической (слева) и электронной микроскопией (справа).

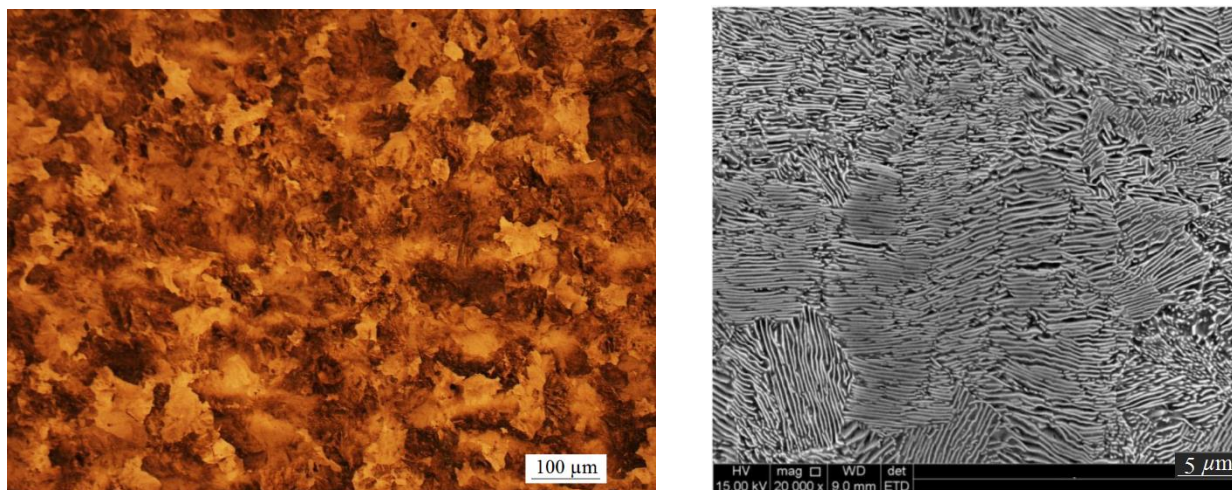


Рисунок 1.46 – Сравнение возможности оптической и электронной микроскопии рельсовой стали ДТ350 (Э76ХФ)

Видно, что оптическая фотография не позволяет провести количественную оценку параметров (толщину пластин цементита и феррита, межпластинчатое расстояние и т.д.) структуры перлита. Поскольку микроструктура современной рельсовой стали, может представлять собой комбинацию различных фаз или компонентов со сложными субструктурами, полученная при помощи сложной термомеханической обработки или термообработки, ее автоматическая классификация, является очень сложной. В зависимости от химического состава и контроля процесса микроструктура таких сталей может состоять из ряда различных фаз. Если микроструктура состоит из более чем одной фазы, свойства материала сильно зависят от типа и распределения соответствующих фаз. Следовательно, очень важно определить тип и количество различных фаз, чтобы оценить базовые отношения структура-свойство. Традиционно микроструктуры рельсовых сталей сварных стыков, характеризуются использованием стандартных металлографических процедур, основанных на химическом травлении и светооптической микроскопии, и они классифицируются путем сравнения микроскопических изображений с эталонными сериями. Этих стандартных металлографических процедур, уже недостаточно. Особенно для современной рельсовой стали и ее сложных микроструктур сравнение с эталонными рядами сильно зависит от субъективного мнения эксперта. Кроме того, поведение этих материалов очень чувствительно к характеристикам микроструктуры, таким как перлитные колонии, размер ранних аустенитных зерен и объемная доля, и форма цементита. Высокопрочные термически обработанные рельсовые стали используются с 1990-х годов для улучшения характеристик рельсов в условиях тяжелых перевозок. Совсем недавно появился ряд высокопроизводительных термообработанных рельсовых сталей с твердостью 400 HB и выше [46-52]. Эти стали предлагают дальнейшее улучшение характеристик рельса. Предполагается, что перлитная микроструктура с межпластинчатым расстоянием менее 0,1 мкм и более тонкими цементитными пластинами может улучшить износ и характеристики RCF.

Таким образом, чтобы охарактеризовать современную рельсовую сталь, микроструктуры могут быть вытравлены, например, с помощью травления структуры. Из-за различных контрастов, полученных травлением, ферритную матрицу можно отличить от перлитной, бейнитной или мартенситной второй фазы. Тем не менее, эти травления ограничены эмпирическими подходами и быстро достигают своих пределов, особенно для различения различных составляющих фазы в сталях, которые имеют более двух фаз. Кроме того, микроструктуры сложных многофазных сталей обычно слишком мелкие, чтобы их можно было решить с помощью световой оптической микроскопии. Надлежащая характеристика требует современных металлографических методов, таких как высокого разрешения сканирующая электронная микроскопия (SEM) или дифракция обратного рассеяния электронов (EBSD). Поэтому любой подход, направленный на выявление фазовых составляющих многофазных сталей, должен опираться на морфологические или кристаллографические параметры, доступные этими методами.

1.4 Постановка цели и задач исследования

Настоящая работа направлена на исследование особенностей формирования структуры в зоне термического влияния сварного стыка рельсовой стали с использованием современного оборудования. Проведенный обзор литературных источников в части производства рельсов их структуры показал, что на современном этапе развития необходимы новые методы анализа вопросов структурообразования в рельсовой стали с целью прогнозирования не только высоких механических свойств на стадии производства стали, но и дальнейшей эксплуатационной стойкости к дефектам контактно-усталостного происхождения. Обобщая известные экспериментальные и теоретические работы по вопросу влияния структурных особенностей перлита в рельсовых сталях на механические и химические свойства, необходимо отметить, что остается еще недостаточно исследованным неравновесное состояние тонкопластинчатого перлита, который образуется в рельсовых сталях при температурах сварочного цикла нагрева и

охлаждения, пластической деформации. Вопросам структурообразования в зоне сварного рельсового стыка уделено мало внимания т.к. основными темами многочисленных работ являлось отработка режимов сварки и последующей термической обработки стыка с целью выравнивания твердости на поверхности головки катания рельса. Исследования структуры ограничивались оптической металлографией, которая не позволяет получать количественные характеристики морфологии основной структуры рельса перлита, а следовательно, прогнозировать свойства сварного стыка.

Учитывая вышесказанное, возникает научный и особенно практический интерес исследовать, особенности структурообразования в условиях воздействия двух факторов высокой температуры в зоне термического влияния $T_{зтв}$ и давление $F_{ос}$ на этапе деформации металла (осадка). Какие могут возникнуть изменения цементита неравновесного перлита, обусловленные его дефектностью, при таких вида механических воздействиях и влиянии окружающей среды. Необходимо изучить влияние на механические свойства рельсовой стали сварного стыка при дополнительном кратковременном нагреве сталей. Разработать практические рекомендации по совершенствованию процесса сварки и термообработки сварного стыка. Предложить методы контроля структуры сварного стыка.

Целью работы является выявление структурных особенностей, способствующих повышению физико-механических свойств перлита, образующегося в высокоуглеродистых рельсовых сталях в условиях термомеханического воздействия в процессе сварки.

Объектом исследования является сваренный стык железнодорожного рельса для бесстыкового пути путевой инфраструктуры, имеющий поперечное сечение в виде простой геометрической фигуры, симметричной относительно одной или более осей.

Предметом исследования явились особенности структуры металла в зоне термического влияния на макро-, мезо- и микроуровнях, структурные изменения и механические напряжения, влияющие на эксплуатационную стойкость рельсового стыка.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Исследован металл в зоне термического влияния со структурой тонкопластинчатого, грубопластинчатого и частично сфероидизированного перлита с использованием взаимодополняющих методов оптической, электронной и атомно-силовой микроскопии.

2. Исследованы структура, текстура металла зоны термического влияния (ЗТВ) рельсового стыка с использованием анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD анализ) и установлены ее особенности на микро-, мезо- и макромасштабном уровне.

3. Определено влияние структуры перлита металла в ЗТВ на механические свойства.

4. Разработаны рекомендации по применению неразрушающего контроля металла в ЗТВ по оценке структуры и остаточных напряжений.

5. Разработаны рекомендации по корректировке параметров контактной сварки рельсовых стыков.

2 ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В данной работе проведены сравнительные исследования различных способов анализа структурного фактора в сварных стыках рельсовых сталей марки К76Ф и 76ХФ по ГОСТ Р 51685-13. Сварку рельсов ДТ350, для бесстыкового пути выполняют на рельсосварочных предприятиях (в стационаре) контактными стыковыми машинами типа МСР-6301 и К-1000.

Известно [10-15], что дифференцированно-термоупрочненные рельсы типа Р65 (ДТ350) по ГОСТ Р 51685-2013 обладают не только повышенной длиной, но и увеличенным жизненным циклом, что позволяет сократить объем ремонтных работ. Технология основана на дифференцированной закалке головки рельса с прокатного нагрева с последующим самоотпуском за счет тепла внутренних слоев рельса (без дополнительного нагрева для отпуска). В прокатный цех рельсовая заготовка, разлитая на машине непрерывной разливки, поступает из сталеплавильного цеха, в котором обеспечивается требуемый химический состав рельсовой стали, удаление вредных примесей. Из нагревательной печи заготовка подается на рельсопрокатный стан. В клетях стана формируют геометрический профиль рельса. Закалочная установка обеспечивает упрочнение головки рельсов без потери пластичности металла. Охлажденный рельс поступает на роlikо-правильный комплекс, придающий ему прямолинейность в горизонтальной и вертикальной плоскостях. Наконец, с помощью методов неразрушающего контроля идет проверка качества рельсов (размеров профиля и прямолинейности рельса, наличия внутренних и поверхностных дефектов). Рельсы, поступающие на железные дороги РФ, соединяют между собой контактной сваркой с оплавлением. Контактной стыковая сварка рельсов оплавлением происходит по схеме, состоящей из двух этапов: нагрева торцов деталей и осадки. При сварке оплавлением нагрев при контактной области рельса происходит в результате расплавления и разрушения локальных перемычек, образующихся при определенной скорости смыкания контактных поверхностей рельсов, вплоть до образования на торцах слоя расплавленного металла. Второй этап сопровождается значительной деформацией

нагретых поверхностей в результате резкого увеличения усилия сжатия F_{oc} соединяемых поверхностей, т.е. осадкой. Для проведения исследований структуры были заказаны партии рельсов сваренные электроконтактным способом.

Первая партия рельсов была сварена по ТУ 0921-326-01124323-2015» «Рельсы железнодорожные типа Р65 категории ДТ350 и ДТ350СС производства ОАО «ЧМК», сваренные электроконтактным способом в рельсосварочном предприятии № 13, ООО «РСП-М» структурное подразделение г. Челябинск.

Вторая партия рельсов была взята с рельсосварочного предприятия № 32, ООО «РСП-М» структурное подразделение г. Бабушкин, Восточно-Сибирской железной дороги сваренные по ТУ 0921-312-01124323-2013 «Рельсы железнодорожные типа Р65 категорий ДТ350 и ДТ350СС из сталей марок Э76Ф и Э76ХФ производства ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». В главе 1 мы проанализировали ТУ на сварку в части контроля качества сварного соединения и установили, что единственным критерием контроля структуры металла сварного шва является испытания на твердость и определение разрушающей нагрузки и стрелы прогиба стыков рельсов при испытании контрольных натуральных образцов на статический поперечный трехточечный изгиб. В проведении исследований мы исходили из требований ТУ на сварку: *«п. 1.4 Ресурс (срок службы) соединений железнодорожных рельсов, сваренных в соответствии с настоящими техническими условиями, соответствует ресурсу (сроку службы) железнодорожных рельсов»* и СТО РЖД 1.08.002-2009 Рельсы железнодорожные, сваренные электроконтактным способом. Следовательно, для выполнения этого требования необходимо испытания сварных стыков проводить на соответствие требованиям ГОСТ Р 51685-2013 на рельсы в следующем объеме: – определение механических свойств (предел текучести, временное сопротивление, относительное удлинение, относительное сужение, ударная вязкость при температуре + 20 °С, твердость) – п.п. 5.8, 5.9.1; – определение химического состава – п.п. 5.4.1-5.4.3 (кроме азота); – оценка микроструктуры – п. 5.12.

Определение механических свойств. С целью определения механических свойств стали, были проведены следующие испытания:

- испытания образцов на растяжение (ГОСТ 1497-84);
- испытания образцов на ударную вязкость (ГОСТ 9454-78);
- определение твердости (ГОСТ 9012-59).

Испытания образцов на растяжение. Определение механических свойств основного металла рельсов и сварного стыка при испытании на растяжение проводили при комнатной температуре на цилиндрических образцах типа III № 6 диаметром 6 мм и начальной расчетной длиной рабочей части 30 мм. Заготовки для изготовления образцов были вырезаны из головки проб из зоны выкружки ближе к поверхности катания вдоль направления прокатки. Для проведения испытаний было изготовлено 3 образца. Изготовленным образцам присвоены условные номера (усл. № 1, 2, 3). Испытания на растяжение проводились в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84 на машине модели НМ-S. Нормативные значения показателей взяты из п. 5.8 ГОСТ Р 51685-2013 для рельса категории ДТ350.

Заготовки для изготовления образцов были вырезаны из головки проб из зоны выкружки, шейки и подошвы вдоль направления прокатки рис. 2.1, 2.2. Надрез на образцы наносили со стороны поверхности катания головки рельса. Для проведения испытаний было изготовлено 2 образца. Изготовленным образцам присвоены условные номера (№ 11-99).

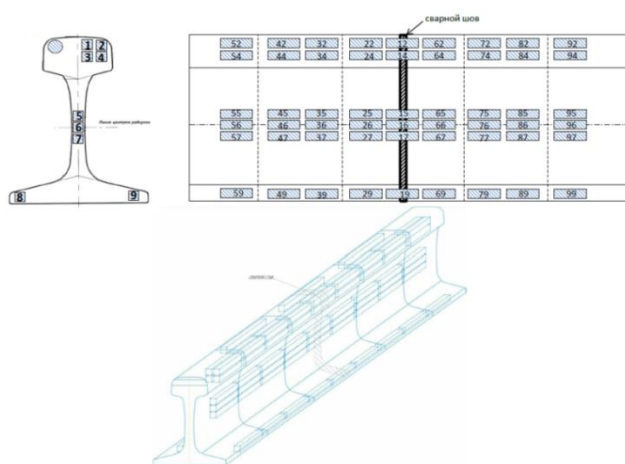


Рисунок 2.1 – Схема изучения механических свойств по длине сварного стыка

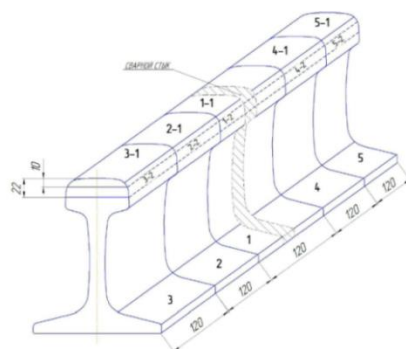


Рисунок 2.2 – Визуализация факта вырезки образцов для механических свойств по длине сварного стыка

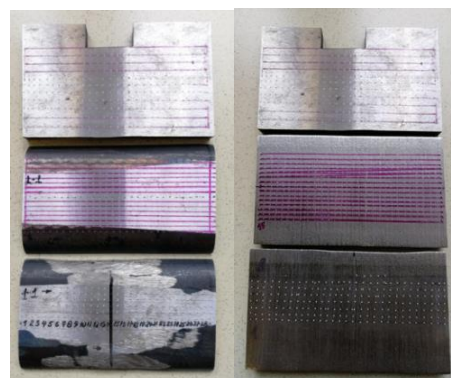
Испытания по определению ударной вязкости проводились в соответствии с требованиями ГОСТ 9454-78 на копре маятниковый модели 2011KM-30. Испытания образцов на ударную вязкость проводили при температуре + 20 °С. Геометрические параметры надреза контролировали при помощи микроскопа универсального измерительного УИМ-23. Нормативные значения показателя взяты из п. 5.8 ГОСТ Р 51685-2013.

Определение твердости. Из фрагмента сваренного рельса железнодорожного типа Р65 категории ДТ350 был изготовлен поперечный темплет для определения твердости стали по сечению рельса, механическим способом рис. 2.3, а. Нагрев образцов при подготовке к испытаниям был исключён. В ТУ [179] зафиксировано: «п. 2.3.5 *Твердость металла головки термообработанных сварных стыков рельсов **должна** соответствовать твердости основного металла. Допускается снижение твердости металла головки сварных стыков рельсов относительно нижней границы прокатных рельсов не более чем на 15 %*». В ТУ нет требований к твердости стыков после сварки. Однако если исходить из требований ресурса сварного стыка, то твердость после сварки должна соответствовать твердости рельса.

Испытания по определению твердости проводились в соответствии с требованиями ГОСТ 9013-59 на приборе твердомер ТК-2 для измерения твердости металлов по методу Роквелла. Схема измерения твердости представлены на рисунке 2.3, б. Было выполнено картирование с шагом между точками 4 мм по всей площади головки рельса на поверхности, на расстоянии 10 и 22 мм от поверхности.



а



б

Рисунок 2.3 – Схема изучения твердости HRC по длине сварного стыка на различном расстоянии от поверхности

Микротвердость на электрополированных поверхностях определяли как среднее арифметическое из 10-20 измерений с погрешностью, которую оценивали по величине среднеквадратичного отклонения при доверительной вероятности 0,68. Измерения микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М при нагрузке 0,49. Как и в случае картирования макротвердости, были проведены исследования картирования микротвердости рис. 2.4 с использованием микротвердомера «Shimadzu HMV-2T. Картирование проводили по всей площади ЗТВ с шагом 250 мкм. Полученные значения обрабатывались с использованием программ математической статистики.

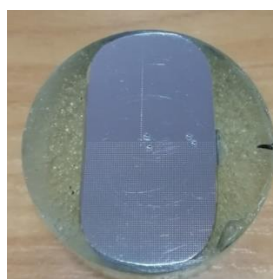


Рисунок 2.4 – Картирование микротвердости по плоскости зоны термического влияния сварного стыка рельса

Определение химического состава. Испытания проводились на двух образцах, вырезанных из головки сварного стыка рельса различных

производителей. Вырезанным образцам присвоены условные № Производитель 1, 2 (табл. 2.1 и 2.2).

Таблица 2.1 – Химический состав стали, из которой изготовлен образец сварного стыка рельса (Производитель 1)

Наименование Показателя	Значение по ГОСТ 51685-2013 для стали марки 76ХФ	Фактическое значение проба №1	Погрешность	НД на методики испытаний
Массовая доля углерода, %	0,71-0,82	0,74	0,024	ГОСТ 12344-2003
Массовая доля кремния, %	0,25-0,60	0,64	0,05	ГОСТ 28033-89
Массовая доля марганца, %	0,75-1,25	0,80	0,04	ГОСТ 28033-89
Массовая доля фосфора, %	≤0,020	0,012	0,004	ГОСТ 28033-89
Массовая доля серы, %	≤0,020	0,010	0,002	ГОСТ 28033-89
Массовая доля хрома, %	не более 0,20	0,011	0,03	ГОСТ 28033-89
Массовая доля ванадия, %	0,03-0,15	0,036	0,01	ГОСТ 28033-89
Массовая доля алюминия, %	≤0,004	≤0,004	-	
Массовая доля меди, %	≤0,20	0,14	0,024	ГОСТ 28033-89
Массовая доля никеля, %	≤0,15	0,06	0,016	ГОСТ 28033-89
Массовая доля титана, %	≤0,01	0,005	-	ГОСТ 28033-89

Таблица 2.2 – Химический состав стали, из которой изготовлен образец сварного стыка рельса (Производитель 2)

Наименование Показателя	Значение по ГОСТ 51685-2013 для стали марки 76ХФ	Фактическое значение проба №1	Погрешность	НД на методики испытаний
Массовая доля углерода, %	0,71-0,82	0,74	0,024	ГОСТ 12344-2003
Массовая доля кремния, %	0,25-0,60	0,54	0,05	ГОСТ 28033-89
Массовая доля марганца, %	0,75-1,25	0,80	0,04	ГОСТ 28033-89
Массовая доля фосфора, %	≤0,020	0,015	0,004	ГОСТ 28033-89
Массовая доля серы, %	≤0,020	0,013	0,002	ГОСТ 28033-89
Массовая доля хрома, %	0,20-0,80	0,40	0,03	ГОСТ 28033-89
Массовая доля ванадия, %	0,03-0,15	0,036	0,01	ГОСТ 28033-89
Массовая доля алюминия, %	≤0,004	≤0,004	-	
Массовая доля меди, %	≤0,20	0,14	0,024	ГОСТ 28033-89
Массовая доля никеля, %	≤0,15	0,06	0,016	ГОСТ 28033-89
Массовая доля титана, %	≤0,01	0,005	-	ГОСТ 28033-89

Определение химического состава проводились методом спектрального анализа по ГОСТ 18895-97. При анализе использовались следующие средства измерений и испытательное оборудование: спектрометр рентгеновский СРМ-25, экспресс анализатор на углерод АН-7529, весы лабораторные ВЛТЭ-150, устройство сжигания, аттестат № 135-110, действителен до 22.04.2022. Условия проведения анализа: $t=+24$ °С, влажность 80 %, атмосферное давление 730 мм рт. ст. Нормативные показатели химических элементов рельсовой стали взяты из п.п. 5.4.1-5.4.3 ГОСТ Р 51685-2013. Результаты испытаний приведены в таблице 2.1,2.2. Сталь, из которой изготовлен представленный образец стыка рельса, соответствует стали марки К76Ф ГОСТ 51685-2013.

Сталь, из которой изготовлен представленный образец стыка рельса, соответствует стали марки 76ХФ ГОСТ 51685-2013. В данном образце повышенное содержание хрома по сравнению с образцом производителя 1.

Оценка микроструктуры. Микроструктуру металла определяли в соответствии с требованиями п. 5.12 ГОСТ Р 51685-2013 по ГОСТ 8233-56 «Сталь. Эталоны микроструктуры» на поперечном шлифе, изготовленном из зоны выкружки головки рельса рис. 2.5. Контролируемая зона находится на расстоянии более 2 мм от поверхности рельсов. При определении микроструктуры (после травления 1-4 %-ным раствором HNO_3 в этиловом спирте) на микроскопе использовали металлографический исследовательский Микромед МЕТ-2 и Axio Scop M2m (Carl Zeis при увеличении от 50 до 1000 раз. Для подготовки образцов использовался фрезерный 5-ти координатный обрабатывающий центр DMG HSC75V Linear. Образец был изготовлен механическим способом, нагрев образца и шлифа при подготовке к исследованиям был исключён. Электронно-микроскопическое исследование тонкой структуры стали осуществляли на микроскопе Quanta 650 FEG- сканирующий электронный микроскоп электростатической эмиссии и двухлучевом сканирующем микроскопе (многолучевая система) JIB-4500, оснащенная электронной пушкой LaB6 и ионной пушкой выполняет функции сканирующего электронного микроскопа (далее «SEM») и сфокусированного ионного луча (далее «FIB»).

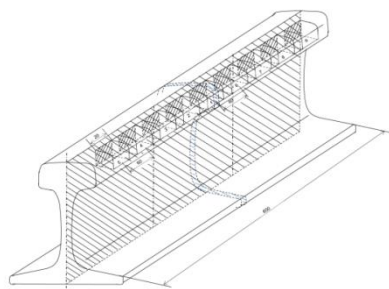


Рисунок 2.5 – Схема изучения макроструктуры и микроструктуры по длине сварного стыка

Методологической основой исследования послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых [2,7,10,13,47,73,80-83] в области изучения перлитных сталей, зарубежные и государственные стандарты РФ, а также теоретические положения по влиянию структуры перлита на механические свойства сталей. Среднее истинное межпластинчатое расстояние (λ) было получено из электронных микрофотографий в соответствии с процедурой пересечения Андервуда. Андервуд рекомендует сначала определить среднее случайное расстояние λ_r , чтобы оценить среднее истинное расстояние λ_o . Для этого на электронную микрофотографию накладывается круглая тестовая сетка диаметром d_c . Подсчитывается количество n пересечений пластин карбида с испытательной сеткой. Эта процедура повторяется для ряда случайно выбранных полей. Затем средний случайный интервал λ_r вычисляется по формуле: $\lambda_r = \pi \cdot d_c \cdot nM$, где M - увеличение микрофотографии. Салтыков С.А. [81] показал, что для перлита с постоянным интервалом внутри каждой колонии среднее истинное расстояние λ_o связано со средним случайным интервалом λ_r соотношением: $\lambda_r = 0,5\lambda_o$.

Дифракционный анализ методом обратного рассеяния электронов (EBSD) был осуществлен на двухлучевом сканирующем микроскопе (многолучевая система) JIB-4500 и характеризовал размер и ориентацию зерен с использованием системы Oxford HKL Channel 5. Подготовка образца для EBSD состояла из стандартной механической полировки (до зернистости до 0,25 мкм) с последующей электрополировкой в 5 об. % Хлорной кислоты и 95 об. % растворе уксусной

кислоты. Размер шага 0,2-0,4 мкм был использован для построения карт EBSD. В микроскопии с ориентационной визуализацией (OIM) границы изображения, имеющие угол разориентации 15° или более, рассматриваются как границы высокого угла, то есть «границы зерен». Границы, имеющие углы разориентации между 2 и 15° , рассматриваются как границы с низким углом, т. е. «субграницы». Пять карт из разных областей каждого образца были отобраны для картирования, и было достигнуто высокое качество индексации шаблона около 85 %. Процентное индексирование для отдельных образцов EBSD было выше, чем 85 %, а использование программного обеспечения HKL Channel5 было достигнуто снижением уровня шума «экстраполяция нулевых решений». Макротекстуру исследуемых образцов изучали с помощью рентгеновского текстурного гониометра высокого разрешения. Обратные полюсные фигуры (IPF) и функция распределения ориентации (ODF) получали в сечении $\phi 2 = 45^\circ$ пространства Эйлера.

Для исследования параметров морфологии структуры перлита в зоне термического влияния использовали атомно-силовую микроскопию позволяющая проводить измерения нано-рельефа поверхности. Использовали сканирующий зондовый микроскоп COLBER P47-PRO. Микроскоп имеет разрешение в плоскости xy – до нескольких нм (нанометров), по оси z – до доли нм. Размер образца составляет 40x40x10 мм. COLBER P47-PRO позволяет получать изображения нанообъектов практически с атомарным разрешением, т.е. увеличивает, минимум, в один миллион раз. Принцип работы этого микроскопа основан на измерении взаимодействия образца и очень тонкой иглы - зонда, который находится в измерительной головке: микроскоп фиксирует величину этого взаимодействия и строит изображение рельефа поверхности.

Для исследования структурного и напряженного состояния в сваренном рельсе применялся цифровой анализатор шумов Баркгаузена Rollscan 300. Прибор с помощью чувствительного датчика позволяет визуально контролировать спектр шумов Баркгаузена, уровень магнитного возбуждения образца. Расстояние между датчиком и основным блоком – практически неограниченно, что позволяет

измерения с помощью анализатора Rollscan 300 интегрировать в производственный процесс, позволяя осуществлять контроль в реальном времени. Программное обеспечение ViewScan используется для накопления и анализа данных, полученных с прибора. Rollscan 300 состоит из основного блока и специальных сенсоров – датчиков (рис. 2.6, а, б).

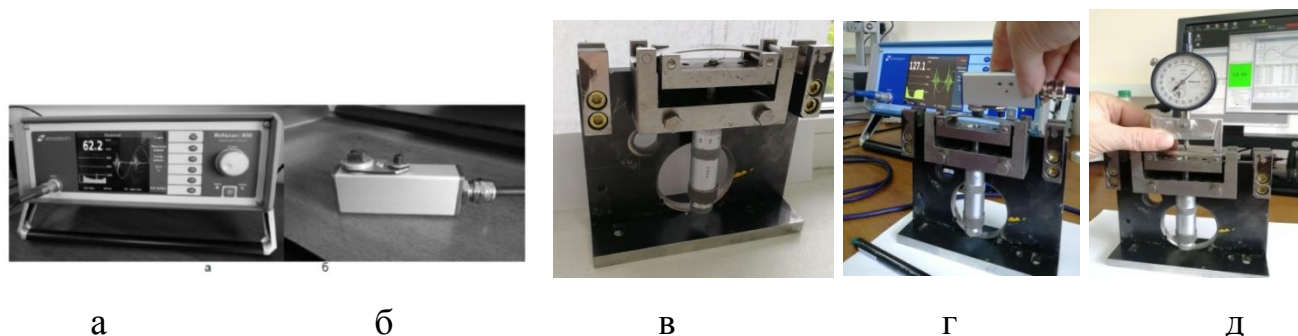


Рисунок 2.6 – Основные элементы цифрового анализатора Rollscan 300: а – основной блок; б – датчик; в, г, д – схема калибровки рельсовых пластинок для оценки напряженного состояния в ЗТВ сварного стыка

Известно, что магнитные шумы возрастают при уменьшении твердости и увеличении напряжения растяжения и наоборот, снижаются при увеличении твердости и увеличении напряжения сжатия. На амплитуду шумов оказывают влияние любые явления, которые препятствуют движению доменных стенок. Таким образом, метод магнитоупругого шума Баркгаузена применяют для оценки остаточных напряжений; микроструктурных изменений, вызывающих изменение твердости. Уровень создаваемых в образце рельсовой стали нормальных напряжений растяжения, напряжений растяжения при изгибе и полного напряжений (МПа) при различных значениях прогиба и продольных деформаций растяжения возможно оценить при помощи четырехточечного изгиба на установке представленной на рис. 2.6, в, г, д.

На специальных пластинках, вырезанных из металла рельсового стыка и основного металла, строится калибровочная кривая «напряжения - магнитный параметр шумов Баркгаузена (МП)», как в области растяжения, так и в области сжатия.

3 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ НА МАКРО-, МИКРО- И МЕЗО-УРОВНЯХ СТРУКТУРНОЙ ИЕРАРХИИ

На современном этапе развития материаловедения, связанным с созданием новых инструментов и методик исследования структуры металлов и сплавов принято считать, что в материалах одновременно присутствует несколько уровней структуры [199]. Структурные уровни взаимодействуют между собой, что оказывает сильное влияние на поведение материала в целом. По мнению Арзамасова Б.Н. различают следующие структурные уровни организации материи: тонкая структура, субструктура, микро и макроструктура. Тушинский Л.И. предложил разделять рис. 3.1: «*макроструктура* (вид излома, дендритное и полиэдрическое строение, размеры зерен и их ориентация, $\sim 10^{-3} \dots \sim 10^{-1}$ м); *мезоструктура* (структура внутри зерен, дислокации и их ансамбли, дисклинации, ячейки, полигоны, их размеры и ориентация, $\sim 10^{-7} \dots \sim 10^{-3}$ м); *микроструктура* (иначе – рентгеноструктура, точечные дефекты, размеры и тип кристаллических решеток, величиной $\sim 10^{-10} \dots \sim 10^{-7}$ м)» [82].

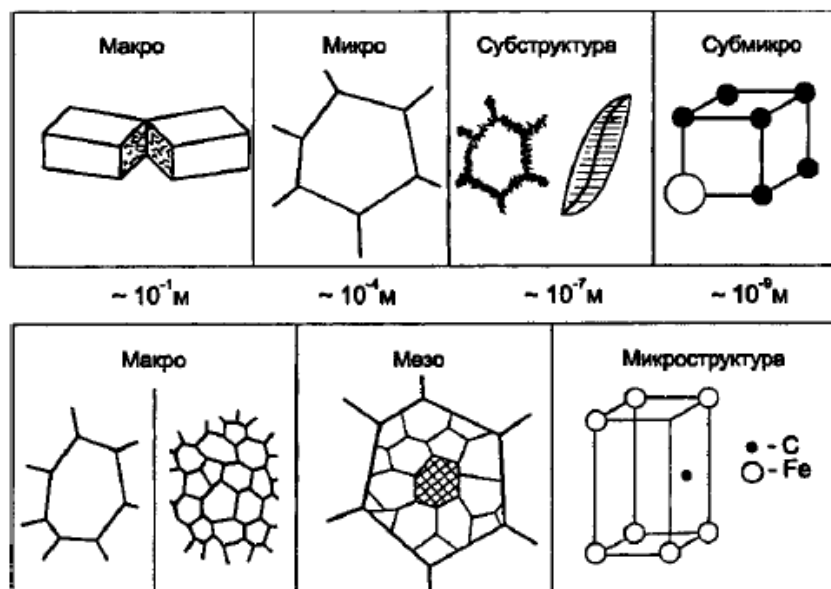


Рисунок 3.1 – Иерархия структур материалов (по Л.И. Тушинскому): верхний ряд – традиционная классификация; нижний ряд – новый подход (интеграция химии, физики, механики и материаловедения)

Э.В. Козлов, Н.В. Конева [200] предложили наряду с микро-, мезо- и макроуровнями, выделить отдельно уровень зерна рис. 3.2. Д. Брандон и У. Каплан уточняют иерархию уровней: макро-, мезо-, микро- и нано-масштабные уровни рис. 3.3.

№	Название	Масштаб	Классификация
1	Вакансия, атом	2...3А	Микроуровень
2	Перегиб, порог	5...50А	
3	Дислокация, уступ на границе зерна, краудин	100А	
4	Группа дислокаций, сплетение дислокаций, полоса скольжения, зона сдвига, дислокационная стенка, отдельные образования дислокационного типа, граница зерна. Доменные границы. Вакансионные, атомные и смешанные кластеры, сегрегации, частицы второй фазы	100...1000А	
5	Ячейка, дислокационная петля и диполь, полоса в полосовой субструктуре, микрополоса сброса, микродвойники, группы дисклиний. Пластины и рейки мартенсита. Блок мозаики, фрагмент, субзерно	0,1...1,0 мкм	Мезоуровень
6	Дислокационный ансамбль. Участок зерна или монокристалла. Пакет реек мартенсита. Зона сдвига, система скольжения	1мм...20 мкм	
7	Зерно. Дендрит. Зона сдвига, система скольжения	10...200 мкм	Уровень зерна
8	Группа зерен. Волокно композита	0,2...0,5 мм	Макроуровень
9	Участок образца	1 мм	
10	Образец в целом	мм...см	

Рисунок 3.2 – Классификация структурных уровней по Э.В. Козлову и Н.А. Коневой

Масштаб	Макроуровень	Мезоуровень	Микроуровень	Нано - уровень
Типичное увеличение	x1	x10 ²	x10 ⁴	x10 ⁶
Метод	Визуальный осмотр Рентгеновская радиография Ультразвуковая инспекция	Оптическая микроскопия Растровая электронная микроскопия	Растровая и просвечивающая микроскопия Атомно-силовая микроскопия	Рентгеновская дифракция Сканирующая туннельная микроскопия Просвечивающая электронная микроскопия
Типичные детали	Производственные дефекты Поры, трещины и включения	Зерна и частицы других фаз Морфология и анизотропия фаз	Структура субзерен Зерна и границы фаз Выпадение кристаллов	Кристаллическая и межзеренная структура Точечные дефекты и кластеры дефектов

Рисунок 3.3 – Масштабные уровни и методы изучения структуры (Д. Брандон и У. Каплан)

В работе [201] введена классификация масштабных уровней, проявляющихся в сталях со структурой пластинчатого перлита, и установлена их связь с параметрами градиентной структуры, возникающей в материале рис. 3.4. Микроскопический уровень соответствует размерам 3-100 нм, и включает такие структуры перлита: атом, вакансия, дислокации, скопление дислокаций. Мезоуровень включает фрагментированные структуры размером 100-200 нм. Уровень зерна включает структуры (перлитные колонии, зерна феррита и перлита) размером десятки мкм. Макроскопический уровень – сотни мкм (группа зерен). С учетом приведенной выше информации будем анализировать особенности структуры металла в зоне термического влияния с использованием различным инструментов и методов исследования. Отметим, что ранее таких работ по исследованию структурообразования с учетом масштабных уровней в зоне термического влияния стыка рельса опубликованных в открытой печати не было. В основном исследователи ограничивались оптическими методами исследования структуры на макроскопическом уровне.

Наименование уровня	Элемент структуры	Масштаб		
		Вдали от места нагружения (исходное состояние)	Центральная часть образца	Зона ударного воздействия
Микроуровень	Точечные дефекты	0,2–0,3 нм	0,2–0,3 нм	0,2–0,3 нм
	Дислокации	10 нм	10 нм	10 нм
	Дислокационные сетки в α -фазе	сотни нм	сотни нм	сотни нм
Мезоуровень	Фрагменты α -фазы в перлите	нет	166 нм	100 нм
	Фрагменты α -фазы в феррите	нет	нет	70 нм
	Пластина цементита (ширина)	25 нм	22 нм	21 нм
	Пластина α -фазы (ширина)	57 нм	49 нм	40 нм
Уровень зерна	Перлитные колонии совершенного перлита	24×17 мкм	18×11 мкм	16×8 мкм
	Перлитные колонии дефектного перлита	11×8 мкм	16×10 мкм	24×12 мкм
	Зерно феррита	12×4 мкм	12×4 мкм	12×4 мкм
	Зерно перлита	40 мкм	40 мкм	40 мкм
Макроуровень	Группы зерен	сотни мкм	сотни мкм	сотни мкм
	Образец в целом	см	см	см

Примечание: в таблице приведены средние значения элементов структуры

Рисунок 3.4 – Структурные уровни, подуровни, их масштаб и размеры структурно-фазовых образований в перлитной стали [201]

3.1 Оптическая металлография

Применение методов оптической микроскопии для исследования структуры металла позволило провести детальный контроль металлических конструкций и стало первым этапом в развитии широкого спектра современных методов визуализации. Структура рельса, как при их производстве, так и при сварке в стык не стала исключением. На рис. 3.5 представлена макроструктура основного металла рельса и в зоне сварного стыка рельса после механической вырезки и горячего травления. Четко видим границы зоны термического влияния сваренного стыка и линию сплавления рис. 3.6. На рис. 3.6 можно увидеть макроструктуру - основной металл, зону термического влияния (ЗТВ). Хорошо наблюдается центральная линия, обнаруженная благодаря контрасту белого, и характеризует метод соединения рельсов при сварке встык. Используя этот образец, можно было измерить расстояние между двумя крайними линиями ЗТВ (38 мм).

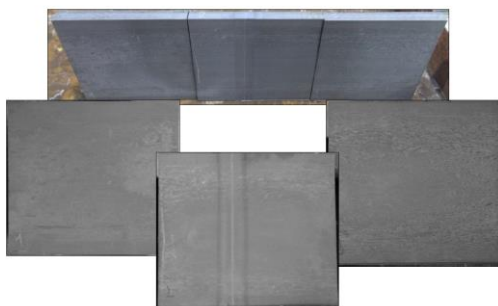


Рисунок 3.5 – Макроструктура сварного рельса (Горячее травление)

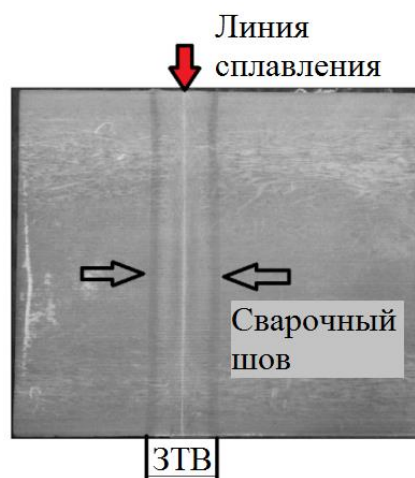


Рисунок 3.6 – Макроструктура сварного рельса с ЗТВ и линией сплавления (Горячее травление)

На рис. 3.7 представлены микрофотографии областей основного металла, состоящих из структуры перлита. Грубый перлит отражает больше падающего света, а составляющая раскрывается более ярко. Тонкий перлит (основная фракция) имеет более темные цвета, потому что его колонии отражают меньше света. Определить межпластинчатое расстояние в структуре перлита при таком качестве разрешения невозможно.

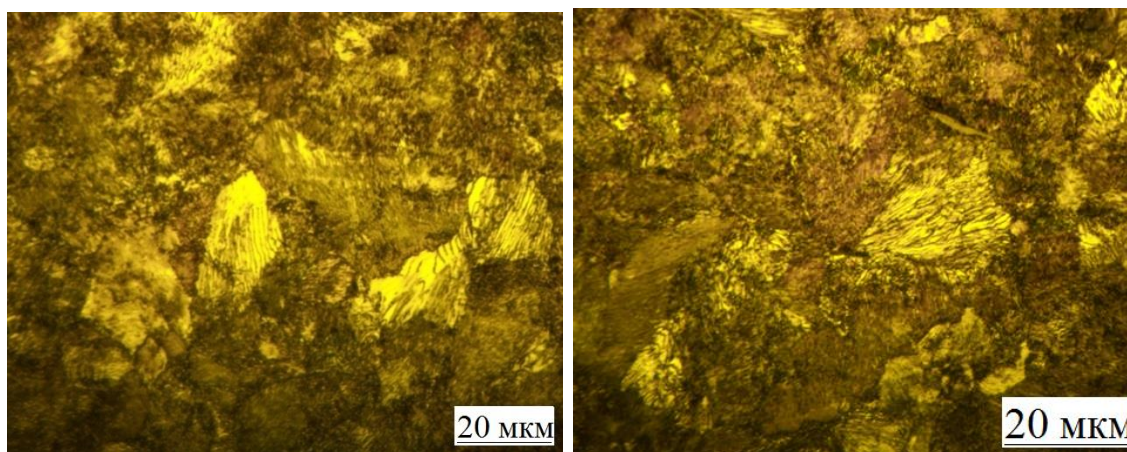


Рисунок 3.7 – Структура перлита основного металла (оптический микроскоп, ув. 500)

В тоже время мы знаем [82, 83], что количество цементита и феррита в перлите, полученное в сплаве Fe – 0,77 % C при 727 °C (или немного ниже его), может быть определено расчетами на основе «правила рычага» как:

$$\text{Cementite, weight \%} = \frac{0.77 - 0.02}{6.67 - 0.02} \times 100 = 11.28$$

$$\text{Ferrite, weight \%} = \frac{6.67 - 0.77}{6.67 - 0.02} \times 100 = 88.72$$

Плотности феррита и цементита составляют 7,87 и 7,70 г/м³ соответственно, т.е. настолько близки, что объемные проценты феррита и цементита в перлите, по существу, такие же, как и весовые проценты. Количество этих фаз, видимых на микрофотографиях, связано с процентами площади (или даже их пропорциональной шириной), которые, в свою очередь, напрямую связаны с их объемными процентами, то есть ширина феррита и цементита, как правило, находится в соотношении около 8:1 [82, 83]. На рис. 3.8 представлены микрофотографии отдельных областей ЗТВ. На этих рисунках показана

фрагментация перлита в районе температур в процессе сварки 700-750 °С, с образованием сфероидизированного перлита. Известно [82, 83], что если полностью пластинчатые перлитные стали подвергаются последующим серьезным термическим обработкам или не охлаждаются достаточно быстро после перлитного превращения, то пластинчатая структура может вырождаться в так называемую глобулярную структуру.

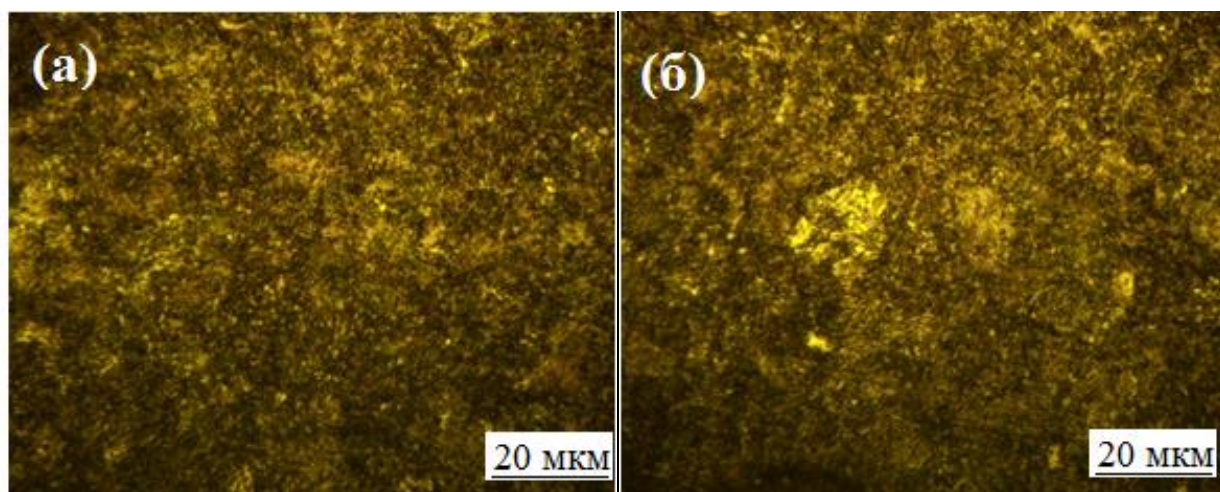


Рисунок 3.8 – Структура перлита в ЗТВ сварного стыка рельса в виде смеси: а – пластинчатого, б - сфероидизированного перлита (оптический микроскоп ув. 500)

Эволюция цементита обычно состоит из трех этапов: первый этап – это дробление частиц цементита с последующей сфероидизацией фрагментов пластин и процессом укрупнения. Следует отметить, что общий процесс сфероидизации включает распад пластинок цементита на фрагменты из-за создания границ поперек пластин, а также округление и рост этих фрагментов за счет укрупнения процессов. Все стадии контролируются эффективным коэффициентом диффузии углерода [83]. Поэтому медленное охлаждение в интервале температур 500-700 °С приводит к быстрой сфероидизации микроструктуры перлита в зоне термического влияния сварного стыка рельса. Определить количественные размеры сфероидизированного перлита в рельсовой стали по оптическим снимкам (рис. 3.8) невозможно. В тоже время согласно ГОСТ 8233-56 *Сталь. Эталоны микроструктуры*, где качественно степень сфероидизации перлита оценивают по десятибалльной шкале, а именно Шкала 2 (зернистый перлит ув. 1000) для

зернистого перлита и Шкала 9 (Соотношение зернистого и пластинчатого перлита ув. 500). Тогда, качественная оценка после компьютерной обработки изображения в прилагаемой к оптическому микроскопу Микромед МЕТ-2 программе дает по шкале 2 бал 8, а по шкале 9 -35 % зернистого перлита и 65 % пластинчатого перлита. На рис. 3.9 приведены микрофотографии регионов ЗТВ на расстоянии 4-5 мм от линии сплавления. В этой области можно было наблюдать, что перлитные колонии имеют большие размеры, что указывает на более высокие ранее существовавшие размеры зерен аустенита в процессе нагрева при сварке.

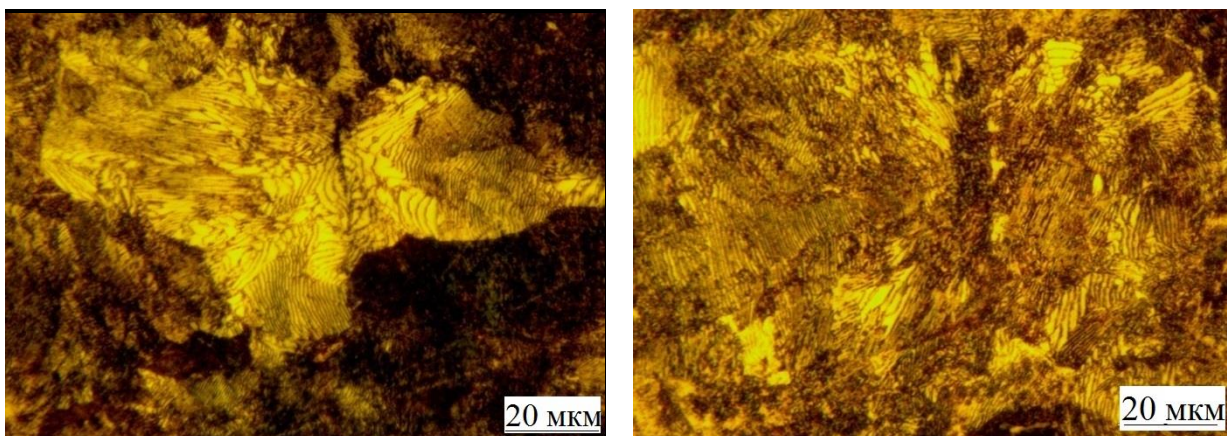


Рисунок 3.9 – Структура перлита в ЗТВ на расстоянии 4 мм от линии сплавления (оптический микроскоп, ув. 500)

На рис. 3.10 можно увидеть структуру перлита в области линии сплавления. В области этой линии микроструктура состоит из перлита и доэвтектоидного феррита. Зерна феррита локализованы на границах перлитных колоний рис. 3.10, б, что указывает на локальное обезуглероживание, происходящее в процессе сварки. Зона сварного шва по линии сплавления составляет ~200 мкм и состоит в основном из многоугольного феррита, вырожденного перлита. Перед осадкой примыкающие кромки поверхности рельса достигают температуры, близкой к температуре плавления.

На рис. 3.11 показана структура перлита в области линии сплавления по всему сечению сварного стыка. Внешних отличий не наблюдается. Проведенные металлографические исследования структуры в зоне термического влияния позволили обнаружить доэвтектоидный феррит в области линия сплавления,

вырожденный перлит. Оптическая микроскопия не позволяет оценить степень дисперсности перлита по причине низкого разрешения микроскопа.

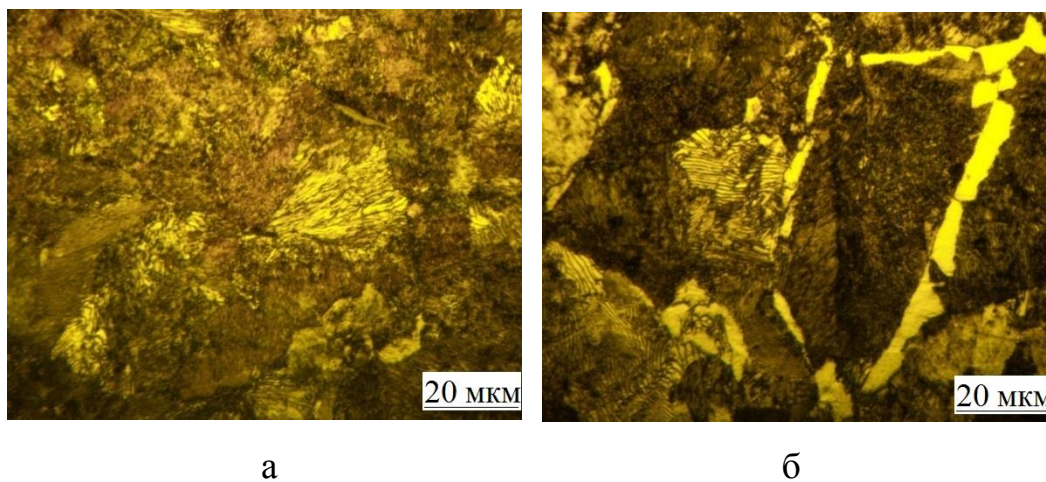


Рисунок 3.10 – Структура перлита в 3ТВ в области линии сплавления (оптический микроскоп, ув. 500): а – вырожденный перлит; б – доэвтектоидный феррит

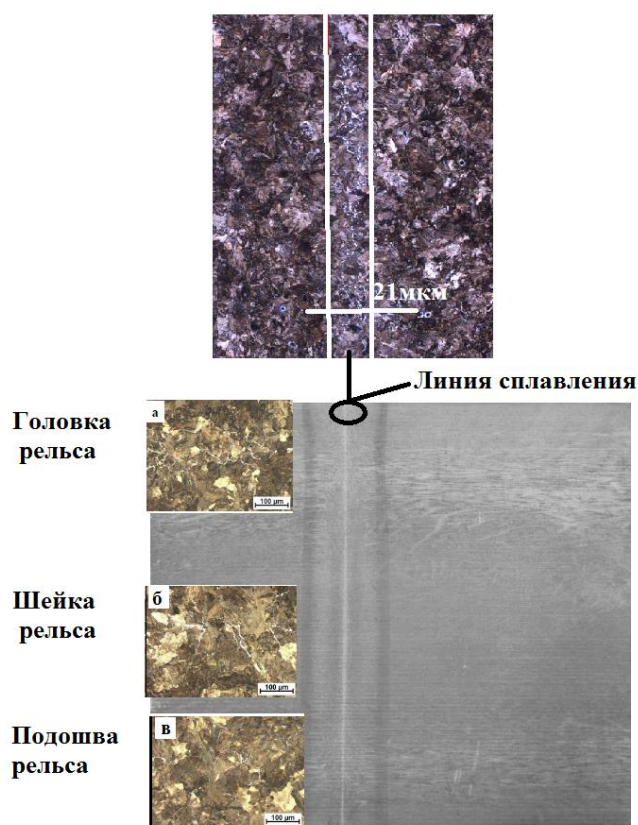


Рисунок 3.11 – Структура перлита в области линии сплавления в головке, шейке и подошве рельса по сечению сварного шва (оптический микроскоп, ув. 500)

На рис. 3.12 представлены результаты панорамной съемки структуры перлита в зоне термического влияния. Выделить какие-нибудь морфологические особенности перлита (межпластинчатое расстояние, толщину пластин феррита, перлита, размер колоний и блоков перлита) в характерных точках а, б, в, д в ЗТВ сварного стыка при использовании оптического микроскопа невозможно. Структуру высокодисперсного перлита рельсовой стали основного металла также невозможно выявить.

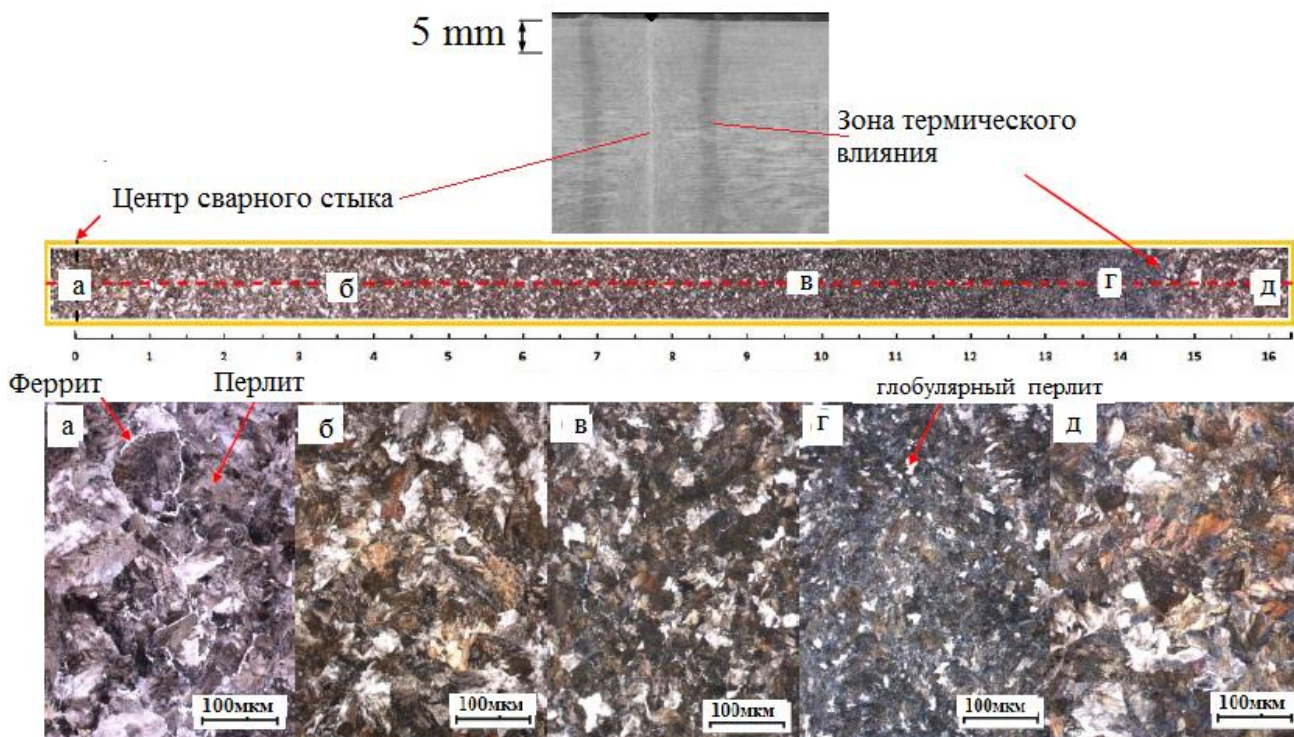
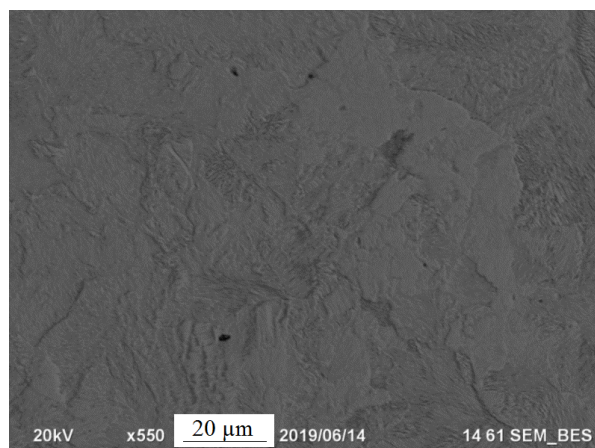


Рисунок 3.12 – Панорамное изображение зоны термического влияния на глубине 5 мм от поверхности головки рельса

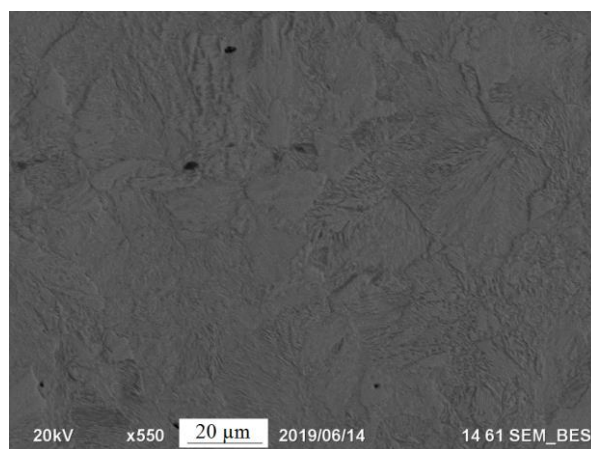
Сфероидизированный (глобулярный, зернистый) перлит возможно оценить только качественно и то, если при исследовании вы попадете в область с четкими и контрастными глобулами. Для исследования современных рельсовых сталей, как в процессе производства, так и в последующих процессах сварки и термообработки данный метод исследования не эффективен и не информативен.

3.2 Электронная микроскопия

На рис. 3.13, 3.14 представлены структуры основного металла рельса в головке, шейки рельса, полученные с использованием электронной микроскопии. Структура перлита четко выявляется. Хорошо видны морфологические признаки структуры перлита: размеры колоний и блоков, толщина пластин цементита и феррита. Есть неметаллические включения. На рис. 3.14 увеличение 2 раза больше. Это показывает преимущество электронной микроскопии при исследовании морфологических особенностей структуры рельсовой стали. Счастливец В.М., Яковлева И.Л. считают [47]: *«что в научной литературе за межпластинчатое расстояние в перлите принимается величина λ , равная сумме толщин ферритной и цементитной пластин, поскольку эту величину легче и точнее можно определить микроскопическими методами. Зная содержание углерода в перлите эвтектоидного состава, а также плотность феррита и цементита, легко установить, что толщина ферритной пластинки в перлите должна составлять 0.88 λ , а цементитной – 0.12 λ . Таким образом, если меж пластинчатое расстояние в перлите будет составлять 70-90 нм, то толщина цементитных пластин будет равна 8-11 нм, а толщина ферритных пластин – 60-82 нм, поэтому тонкопластинчатый перлит безусловно следует относить к объемным наноматериалам, так как он состоит из структурных элементов наноразмерной величины».*



а



б

Рисунок 3.13 – Структура основного металла электронный микроскоп:

а - головка рельса; б - шейка рельса

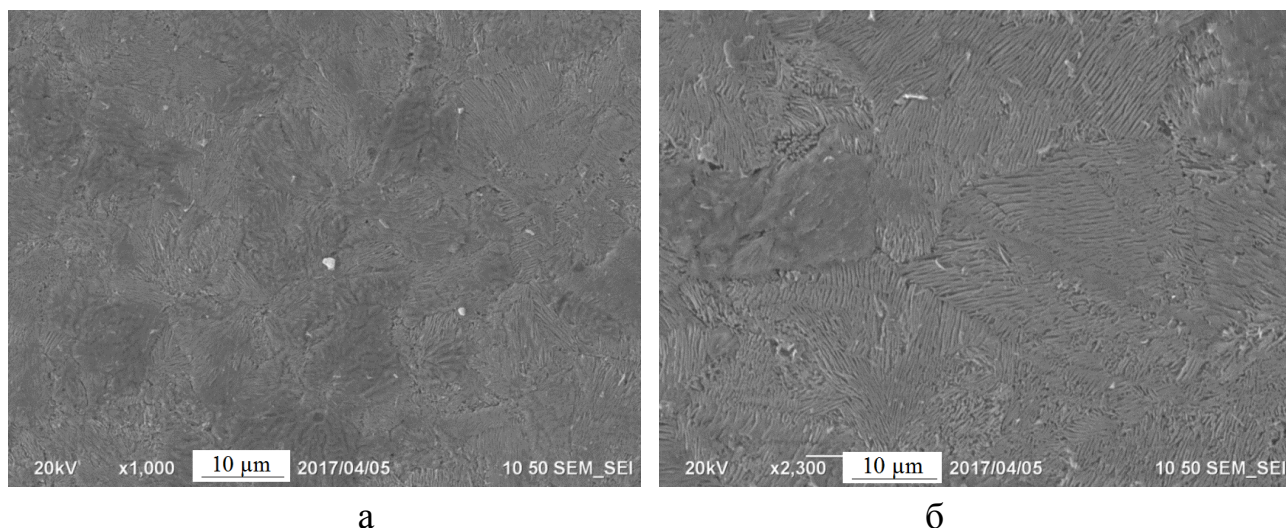
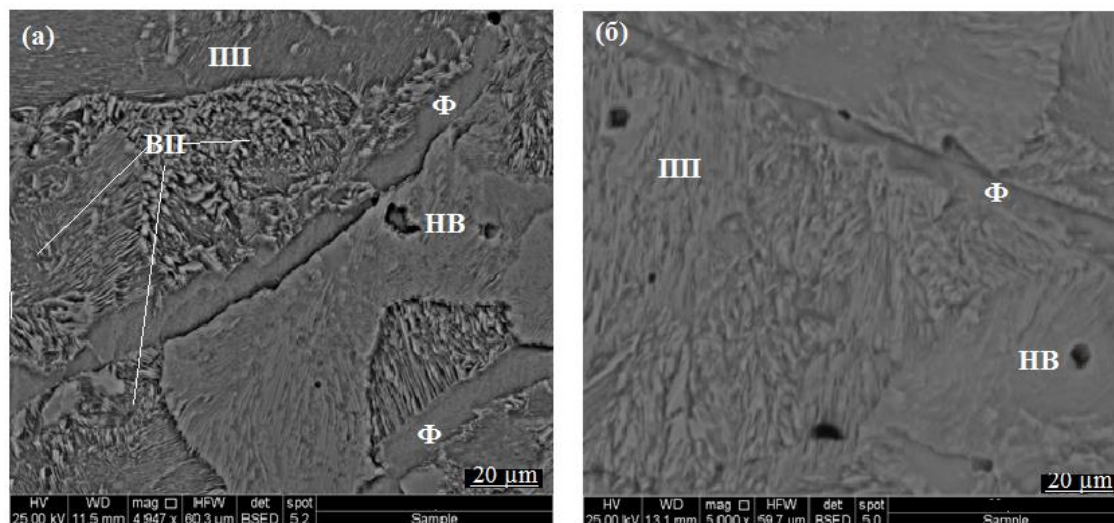


Рисунок 3.14 – Структура основного металла при большем увеличении, электронный микроскоп: а - головка рельса; б - шейка рельса

Из представленных фото на рис. 3.14 видно, что структура перлита формируется в пределах одного аустенитного зерна, где содержится несколько разнонаправленных перлитных колоний. В пределах колонии пластины цементита имеют одну ориентацию. На границах стыков колоний нет свободных выделений. В тоже время фиксируем, что встречаются перлитные колонии с искривленными, разорванными (по длине) пластинами цементита. Встречаются единичные неметаллические включения, которые в пределах исследуемой площади расположены равномерно, без выявленных мест их повышенной концентрации. С учетом этого факта, приведенные ниже экспериментальные результаты представляют практическую ценность т.к. ранее подобные исследования перлитной структуры в зоне термического влияния не проводилось. На рис. 3.15 представлены фотографии структуры металла в зоне линии сплавления с характерными отпечатками микротвердости (рис. 3.15, а) и при большем увеличении по линии сплавления (рис. 3.15, б). Структура перлита, образованная колониями четко определенного и более грубого перлита, чем основного металла. На рис. 3.15, 3.16 буквенные обозначение ВП – вырожденный перлит, ПП – пластинчатый перлит, Ф – феррит, НМ – неметаллические включения. Эти

характеристики лучше видны на рис. 3.16, где представлены микрофотографии зоны ЗТВ по линии сплавления.



ВП – вырожденный перлит
 ПП – пластинчатый перлит
 Ф – феррит
 НМ – неметаллические включения

Рисунок 3.15 – Структура металла в области линии сплавления сваренного рельса

Морфологическое разнообразие цементита в области линии сплавления является следствием различных вариантов контактирования пластин по причине, обезуглероживания в процессе сварки и сниженным содержанием углерода в локальных участках аустенита, из которого возникали колонии, граничащие со свободном ферритом. Заметно присутствие включений сульфида марганца рис.3.16. Эти включения имеют удлиненную морфологию, выровненную по направлению прокатки рельса. В наших работах [202, 203] загрязненность стали неметаллическими включениями оценивается по ГОСТ 1778-70, метод испытаний III.

В нашем образце встречаются единичные неметаллические включения, которые в пределах исследуемой площади расположены равномерно, без выявленных мест их повышенной концентрации. По форме, цвету и характеру их расположения включения в целом можно разделить на несколько групп: 1) мелкие включения темного цвета, непрозрачные, равноосной формы, расположенные случайным образом, предположительно оксиды; 2) включения темного цвета,

непрозрачные, вытянутой формы, расположенные вдоль волокон деформированного металла, предположительно сульфиды; 3) наиболее крупные, неправильной формы, окрашенные, предположительно силикаты, встречаются в единичных случаях в средней части шлифа. Фотографии структуры металла в зоне сварного стыка даже при небольшом увеличении позволяют наблюдать линию сплавления рис. 3.16, а. На рис. 3.17 представлена структура рельса в другой области линии сплавления с различной морфологией структуры перлита.

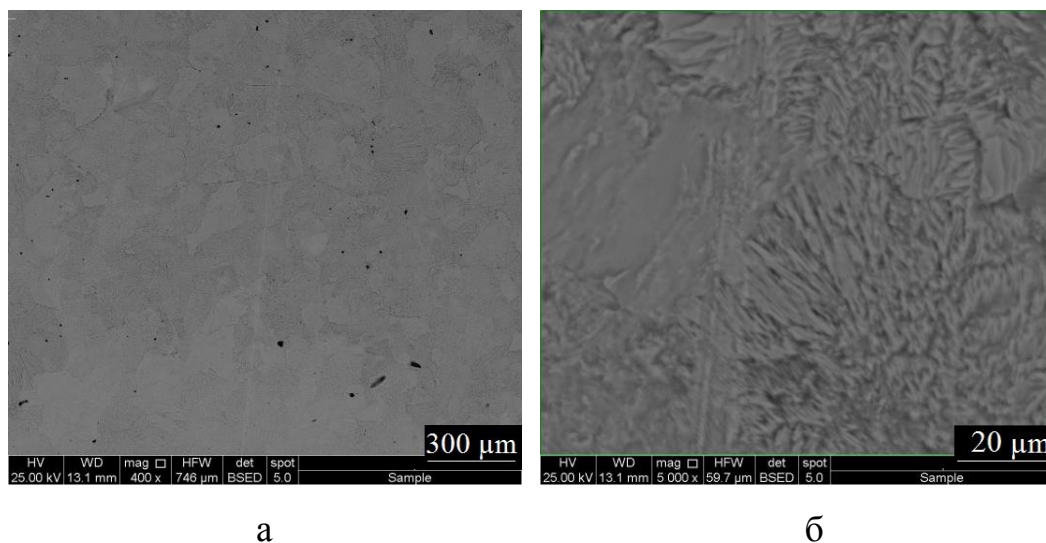


Рисунок 3.16 – Структура металла в области линии сплавления сваренного рельса с отпечатками микротвердости (а) и при большем увеличении по линии сплавления (б)

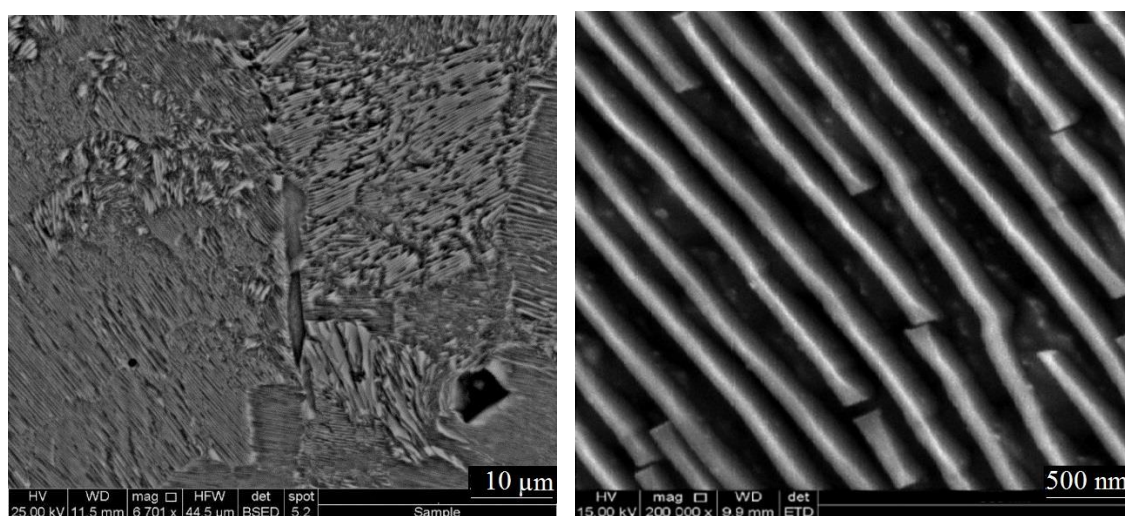


Рисунок 3.17 – Структура металла в области линии сплавления сваренного рельса с различной морфологией структуры перлита и зерен свободного феррита

Видна прямолинейная, прерывистая и изогнутая морфология пластин цементита в области линии сплавления (рис. 3.17). Также фиксируются неметаллические включения. При большем увеличении, мы четко можем фиксировать толщину пластин цементита и межпластинчатое расстояние. В дальнейшем были исследованы области металла от линии сплавления на расстоянии 2, 4, 6, 8, 10, 12, 14, 16, 18, 20, 22, 24 мм. Всего было получено более 300 снимков структуры металла в ЗТВ при различных увеличениях.

На рис. 3.18 показаны характерные структурные особенности перлита в этих областях.

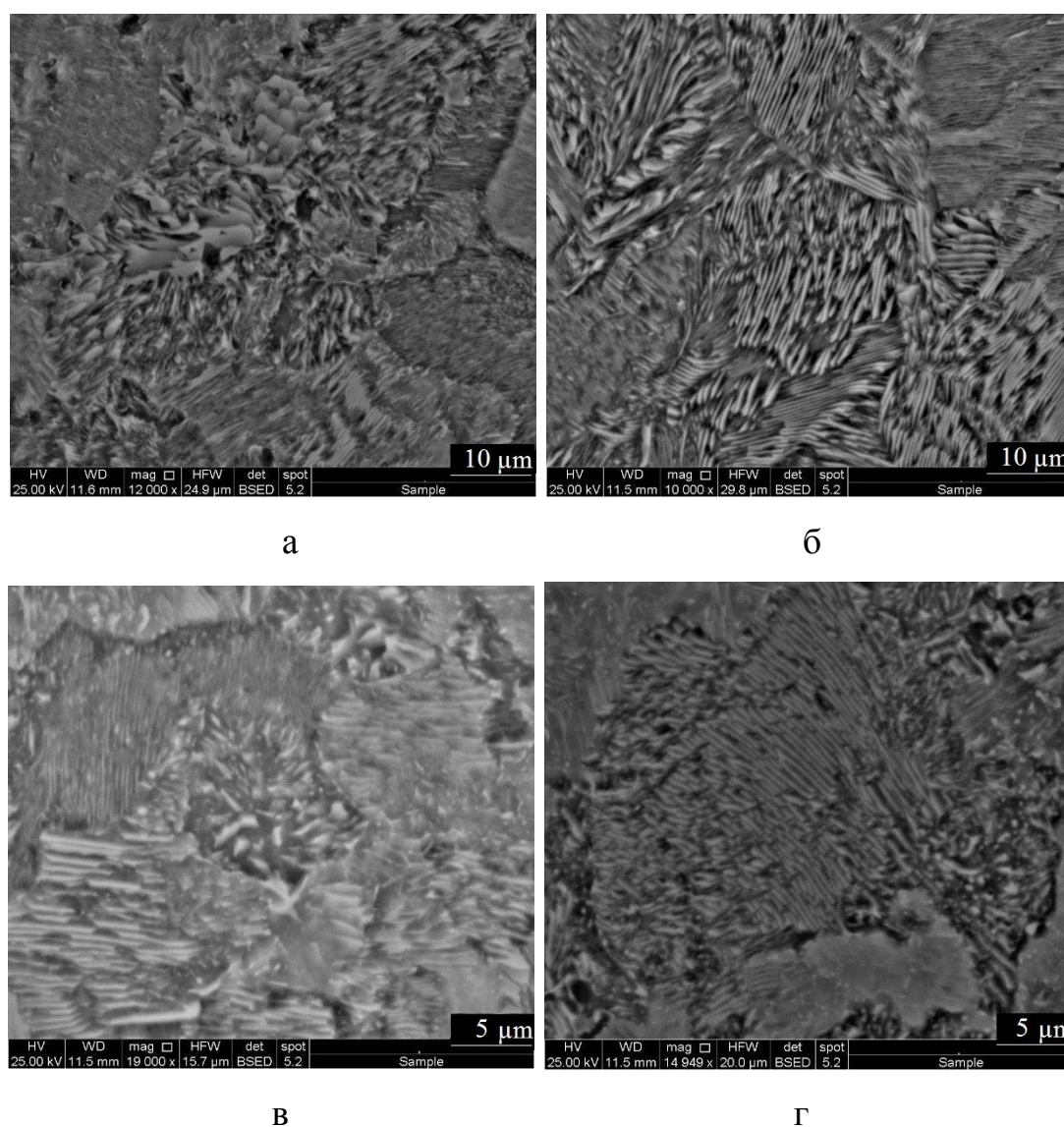


Рисунок 3.18 – Структурные особенности перлита в разных областях ЗТВ сварного стыка: а – область металла на расстоянии 2 мм от линии сплавления; б – на расстоянии 6 мм; в – 10 мм; г – 12 мм

Перлитная структура на рис. 3.18 а, б - характеризуются перлитными колониями с искривленными, разорванными (по длине) пластинами цементита. На рис.3.18 в, г видно сфероидизированную и пластиночную структуру перлита. Пластинки перлита короткие и местами разорванные. На рис. 3.19 показано неметаллическое включение в области 6,5 мм от линии сплавления и вырожденный перлит на расстоянии 9 мм от линии сплавления. Межпластинчатое расстояние колеблется в интервале от 0,13 до 0,18 мкм, большинство колоний имеют межпластинчатое расстояние ~0,240-0,300 мкм. Величина межпластинчатого расстояния характеризует температурный интервал формирования перлита этой области в интервале 790-630 °С.

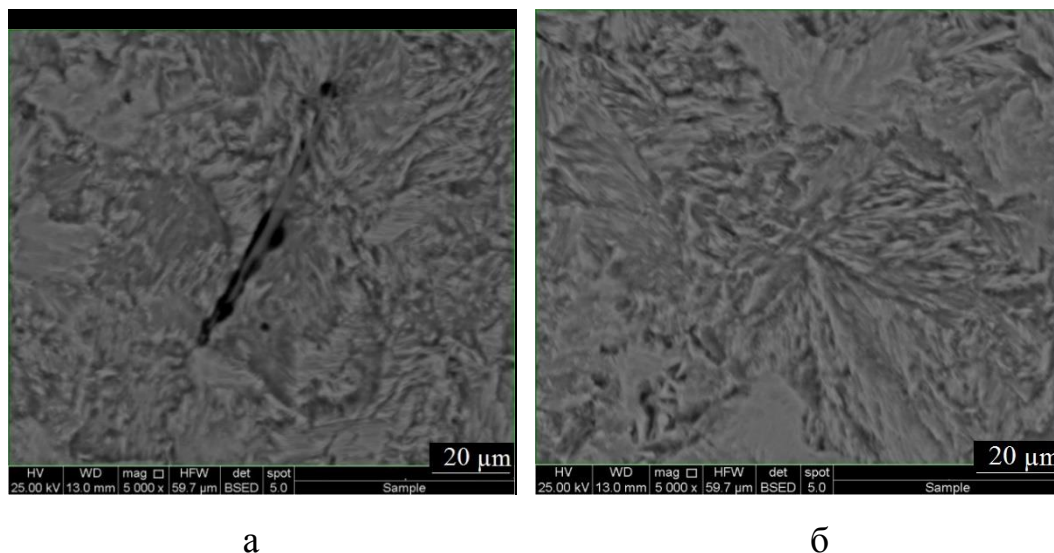


Рисунок 3.19 – Неметаллическое включение: а - на границе перлитной колонии,
б - вырожденный перлит

Микроструктура поверхностных слоев головки рельса отличается заметно более мелким зерном. Электронная микроскопия перлитной структуры рельса, представленная на рис. 3.20, 3.21 показывает важный морфологический признак структуры перлита величина межпластинчатого расстояния (λ) измеряемый в мкм или нм.

Межпластинчатое расстояние, определенное на фото рис. 3.20 показывает существенное различие от 90 нм до 0,167 мкм в пределах перлитной колонии. При выполнении работы по анализу межпластинчатого расстояния в структуре перлита

использовался алгоритм разработанный Чичко А.Н. [204, 205]. Среднее истинное межпластинчатое расстояние (λ) было получено из электронных микрофотографий в соответствии с процедурой пересечения Андервуда.

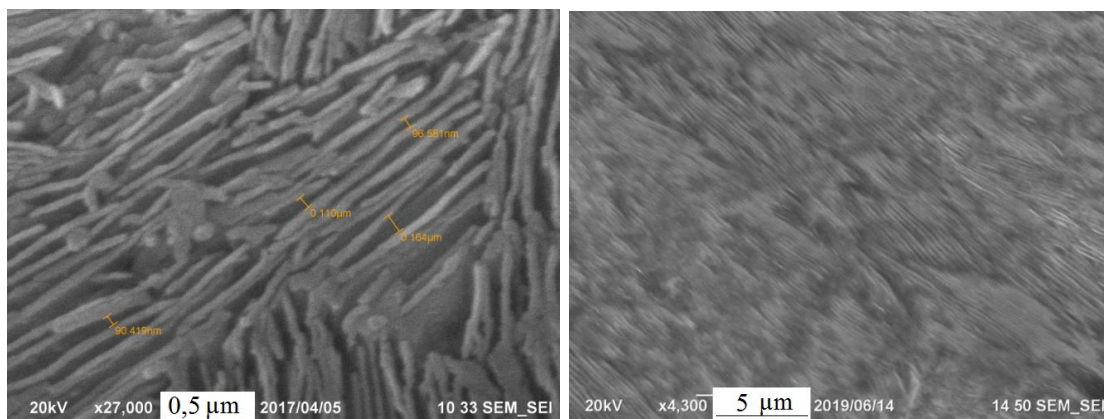


Рисунок 3.20 – Перлитная структура рельса с различной степенью дисперсности в площади съемки, т.е. неоднородная при разном увеличении

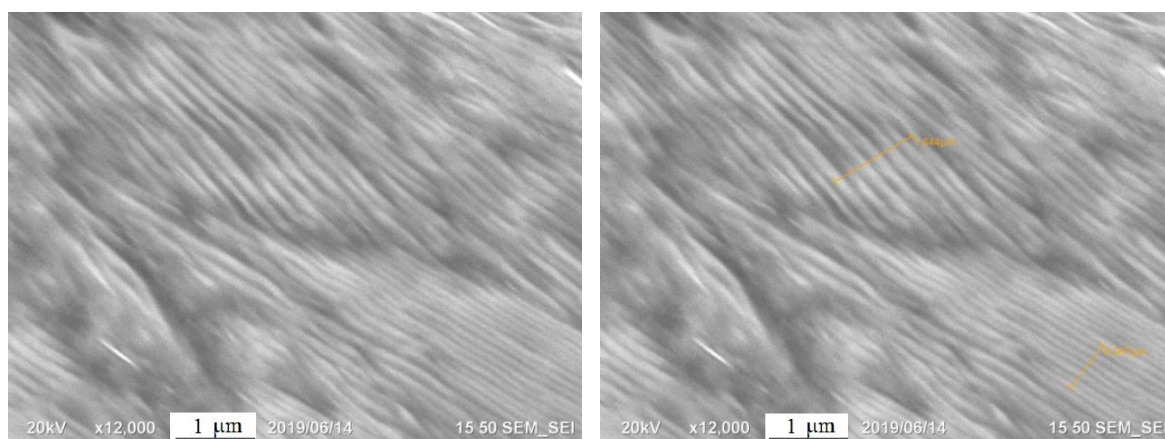


Рисунок 3.21 – Определение межпластинчатого расстояния в перлитной структуре рельса с различной степенью дисперсности в площади съемки

Андервуд рекомендует сначала определить среднее случайное расстояние λ_r , чтобы оценить среднее истинное расстояние λ_o . Для этого на электронную микрофотографию накладывается круглая тестовая сетка диаметром d_c . Подсчитывается количество n пересечений пластин карбида с испытательной сеткой. Эта процедура повторяется для ряда случайно выбранных полей. Затем средний случайный интервал λ_r вычисляется по формуле: $\lambda_r = \pi \cdot d_c \cdot nM$, где M - увеличение микрофотографии. Салтыков С.А. [81] показал, что для перлита с

постоянным интервалом внутри каждой колонии среднее истинное расстояние λ_0 связано со средним случайным интервалом λ_r соотношением: $\lambda_0 = 0,5\lambda_r$.

Полученные микроструктуры перлита в различных областях зоны термического влияния с использованием электронного микроскопа с увеличением 4000, проходили следующие этапы обработки: первичную обработку изображений, бинаризацию изображений с использованием адаптивного порога, определение значений межпластинчатых расстояний микроструктур с использованием метода треугольников, определение нормированной функции распределения межпластинчатых расстояний $H_p(\lambda_{пл})$ по всему выделенному полю микроструктуры [204, 205]. Алгоритм был реализован в виде программного обеспечения для автоматизированной обработки микроструктур перлита применительно для рельсовых сталей. Алгоритм схематично показан на рис. 3.22.

**Алгоритм компьютерной обработки микроструктуры
с целью получения ее математической модели**



Рисунок 3.22 – Алгоритм обработки микроструктур перлита для получения распределения структур перлита по межпластинчатому расстоянию

Согласно разработанному алгоритму авторов работ [204, 205] на первом этапе верификации было проведено исследование зависимости вида кривой функции распределения от числа найденных межпластинчатых расстояний микроструктуры с помощью программного обеспечения. На втором этапе, используя метод секущих, были рассчитаны статистические функции распределения расстояний для различного числа расстояний, как минимум для десяти исследуемых фрагментов изображений микроструктур в каждой области зоны термического влияния сварного стыка. Авторы алгоритма [204, 205] рекомендуют для исследования устойчивости математической модели микроструктуры перлитной стали рассчитать доверительный интервал, как минимум для четырех микрофотографий. Мы выполнили расчет для 18 микрофотографий. Разброс характеристик межпластинчатых расстояний эвтектоидной колонии находится в интервале, не превышающим 2,5 %. Это свидетельствует об удовлетворительном математическом описании микроструктуры и возможности ее использования для практических целей. На рис. 3.23 представлены результаты оценки частоты распределения колоний перлита. На рис. 3.24 анализ частоты распределения по межпластинчатому расстоянию.

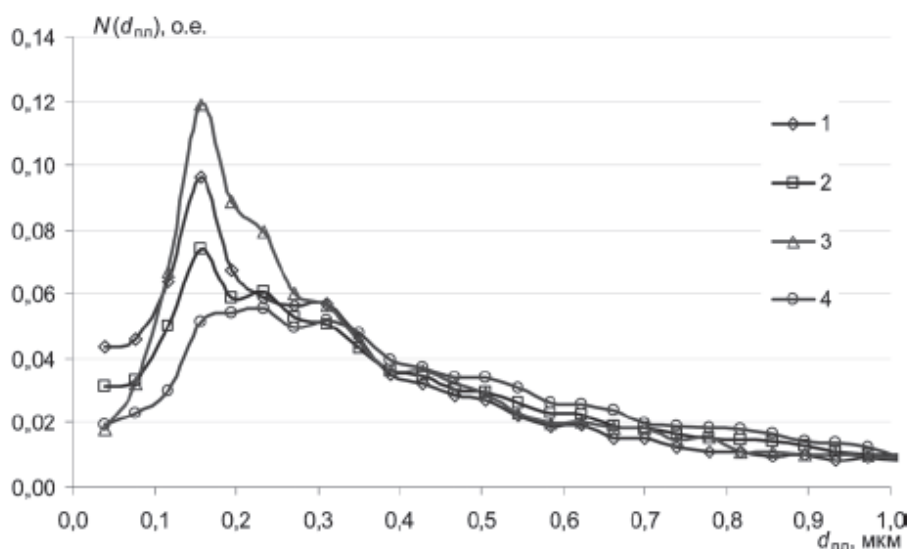


Рисунок 3.23 – Распределение доли колоний по межпластинчатому расстоянию (по частоте) для микроструктур в областях от линии сплавления: (1) на расстоянии 2 мм от линии сплавления; (2) - 4мм; (3) - 6мм; (4) - 8мм.

В целом в ходе проведенного анализа структуры перлита в зоне термического влияния установлено неоднородное структурное состояние перлита по такому морфологическому свойству, как межпластинчатое расстояние рис. 3.25. Важный факт проведенных исследований – однородность структуры перлита по требованиям ГОСТа на рельсовые стали не выполняется. В соответствии с ГОСТ Р 51685-2013 на рельсы, микроструктура головки термоупрочненных рельсов должна представлять собой пластинчатый перлит не выше 4 балла шкалы ГОСТ 8233. Согласно работе [3] межпластинчатое расстояние в объемно-закаленных рельсах составляет 85-100 нм, в то время как в рельсах, закаленных с прокатного нагрева, в зависимости от режима закалки эта величина составляет 105-160 нм.

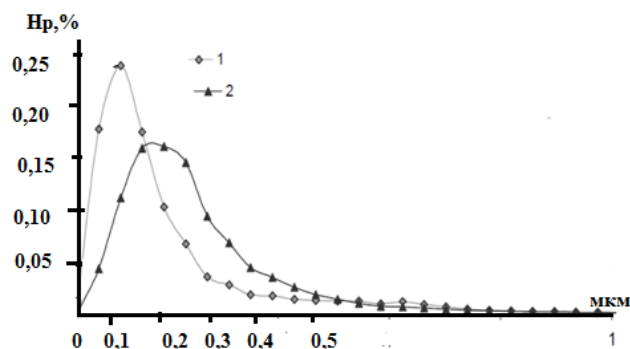


Рисунок 3.24 – Фрагмент расчета распределения структуры перлита по межпластинчатому расстоянию: (1) – 2 мм от линии сплавления; (2) – 5 мм

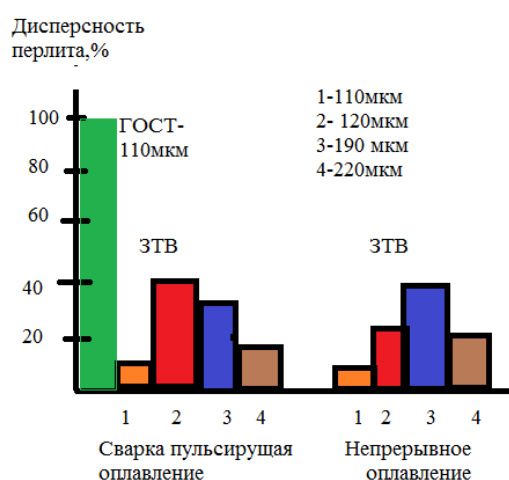


Рисунок 3.25 – Сравнение дисперсности перлита в зоне термического влияния сварного стыка с требованиями ГОСТ Р 51685-2013

При исследовании дисперсности перлита установлена первая особенность, неоднородность дисперсности перлита по площади ЗТВ в сварном стыке (рис. 3.25), которая существенно больше структурной неоднородностью исходного состояния стали (зерна перлита, структурно свободного феррита и «псевдоперлита» [206].

Известно, что микроструктура перлитной стали обычно состоит из перлитных конкреций, в которых образуются многочисленные колонии из чередующихся пластинок феррита и цементита. Следующим параметром структуры перлита, является по классификации, приведенной в работе [207] размер перлитной колонии и блоков (несколько колоний).

В многочисленных работах встречается еще один параметр, определяющий свойства структуры перлита – Pearlite nodule (дословный перевод: перлитный клубенок, узелок). Перлитовый узелок обычно определяется, как область полностью трансформированной микроструктуры, которая вырастает из одного перлитного ядра рис. 3.26. Если аустенит не является гомогенным и содержит нерастворенные частицы карбида или области, имеющие более высокую концентрацию ($> 0,77 \% C$) углерода, то зародышеобразование может происходить как на границах зерен, так и в центрах зерен аустенита, где частицы карбида присутствует, или даже в областях с более высокой концентрацией углерода, или на включениях, если они присутствуют. Ядерная перлитная структура вырастает в аустенит в виде зерен грубой сферической формы, называемых клубеньками, что видно из микроструктуры, полученной путем расщепленной трансформации.

Схематическая картина проиллюстрирована на рис. 3.26. Каждый из этих узелков состоит из ряда структурных единиц, в каждой из которых пластины в значительной степени параллельны. При параллельном росте мы видим, что могут из одного клубенька формироваться, как минимум сразу три колонии и даже более. Электронные фото рис. 3.26 показывают в точках А и Р размер клубенька, из которого растет колония перлита.

В работе [208] изучено влияние различных морфологических признаков на прочность высокочистого перлита. Было обнаружено, что при постоянной

температуре превращения размер клубеньков был напрямую связан с размером предшествующего аустенитного зерна. С другой стороны, минимальное межпластинчатое расстояние контролируется температурой превращения, независимо от размера зерна аустенита и размера клубеньков. Установлено, что как предел текучести, так и напряжение разрушения перлита обратно пропорциональны межпластинчатому расстоянию и не зависят от размера зерна аустенита и размера клубеньков. На рис. 3.27, а показаны перлитные колонии в основном металле рельсовой стали на поверхности головки рельса. На рис. 3.27, б перлитные колонии в ЗТВ сварного стыка рельса при различной температуре формирования. Результаты исследований показывают, что чем выше температура аустенизации в процессе сварки, тем больше зерно аустенита, а размер перлитной колонии практически остается неизменным.

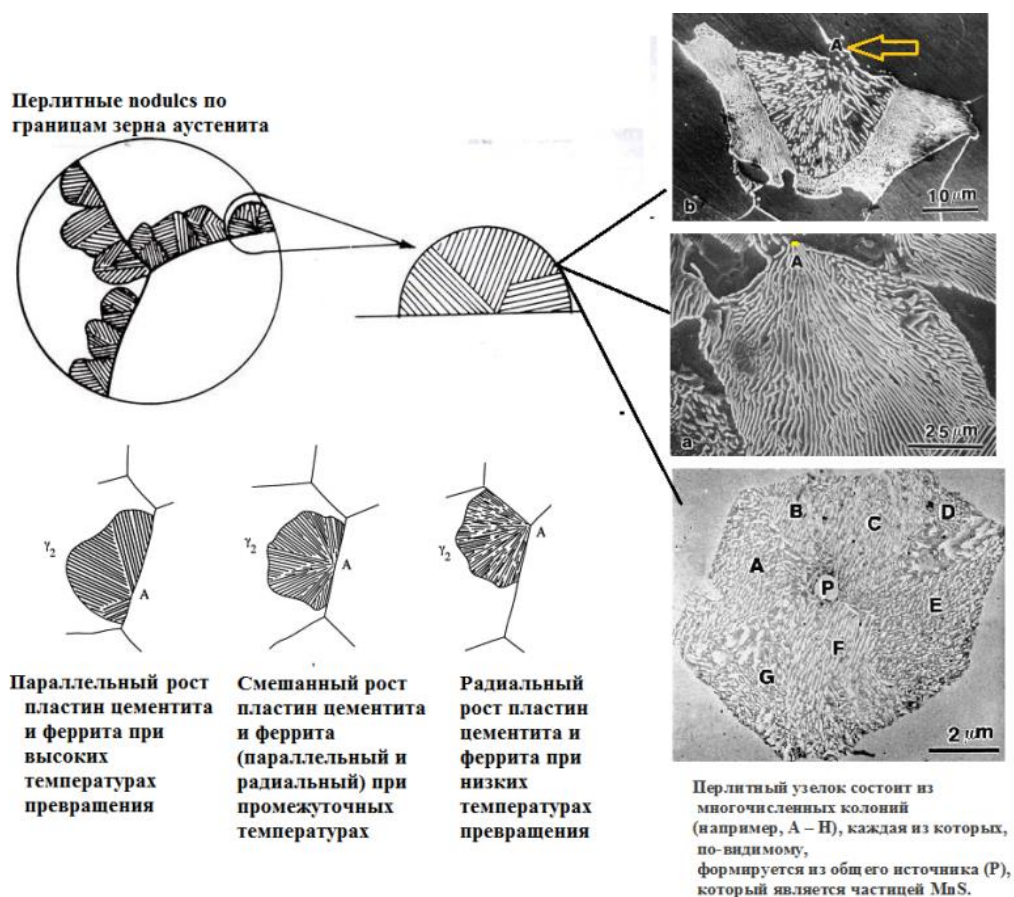


Рисунок 3.26 – Схематическое представление основных параметров структуры перлита

На гистограмме (рис. 3.28) только в области нагрева металла сварного стыка 1200-1300 °С, размеры колонии перлита могут достигать 15-25мкм, что скорее

всего связано с ростом зерна аустенита в процессе нагрева. Перлитные блоки рис. 3.28, тоже имеют тенденцию к росту в диапазоне температу металла сварного стыка при аустенизации 1200-1300 °С.

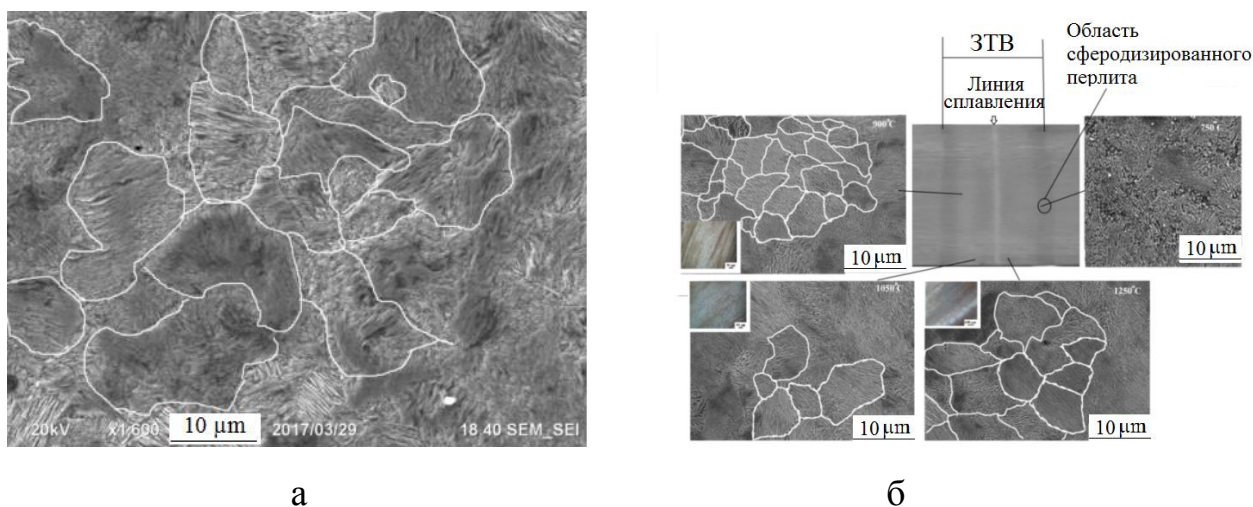


Рисунок 3.27 – Перлитные колонии: а - основном металле рельса, б - в зоне термического влияния и зерно аустенита в зависимости от температуры формирования

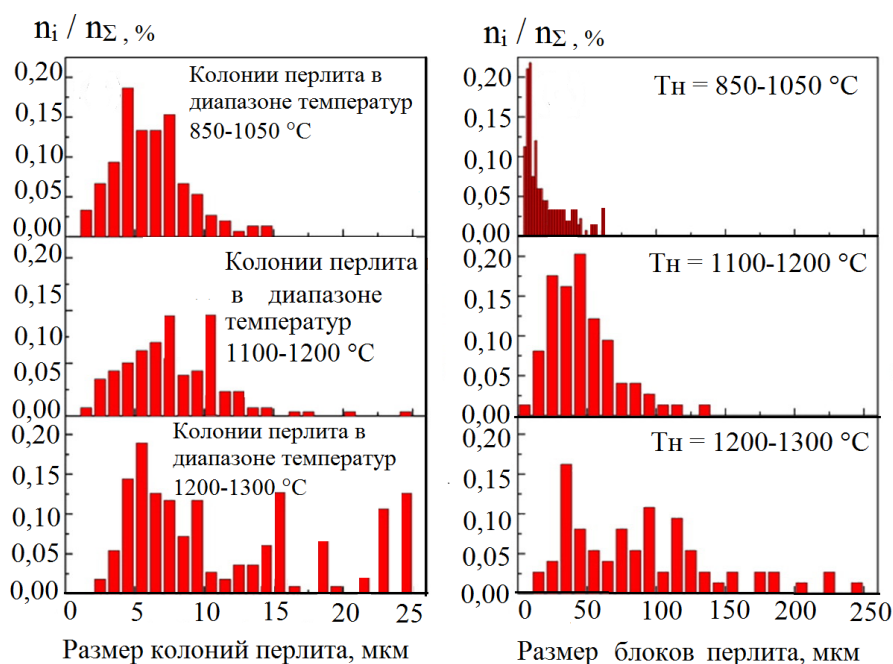


Рисунок 3.28 – Гистограмма перлитных колоний и блоков при различных температурах аустенизации металла ЗТВ сварного стыка

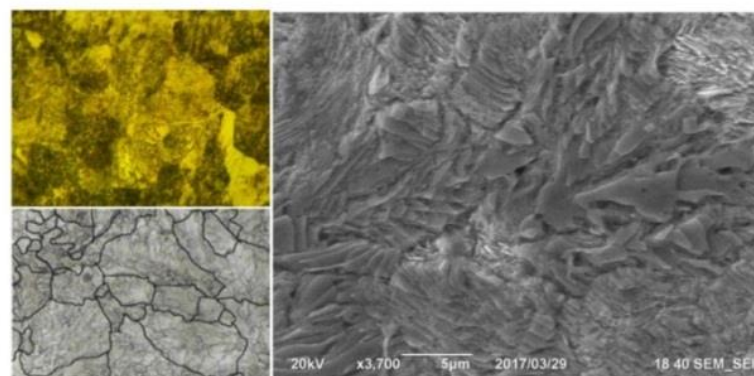
Проанализируем полученные результаты. Известно [82, 83, 204, 207-209], что если аустенит не является гомогенным и содержит нерастворенные частицы

карбида или области, имеющие более высокую концентрацию ($> 0,77 \% C$) углерода, то зародышеобразование может происходить, как на границах зерен, так и в центрах зерен аустенита, где частицы карбида присутствует, или даже в областях с более высокой концентрацией углерода, или на включениях, если они присутствуют. Ядерная перлитная структура вырастает в аустенит в виде зерен грубой сферической формы, называемых клубеньками. Каждый из этих узелков состоит из ряда структурных единиц, в каждой из которых пластины в значительной степени параллельны. Процесс формирования перлитной колонии включает зародышеобразование и рост. В перлитной микроструктуре соседние ферритные и цементитные пластины, которые росли параллельно друг другу, составляют, по большей части, колонию. Колонии с различными направлениями роста сталкиваются на ранней стадии трансформации, образуя узелки, которые затем сталкиваются и завершают процесс трансформации. У эвтектоидной стали обычно считается, что зародыши перлита образуются преимущественно на границе зерен. Границы зерен могут действовать как очень эффективные катализаторы нуклеации, которые могут уменьшать энергию нуклеации за счет уменьшения межфазной энергии. Граница зерен аустенита также может обогащаться углеродом и преимущественно образовывать цементит. После осаждения ядра цементита содержание углерода в окружающей среде уменьшается, а движущая сила образования феррита увеличивается. Формируя ферритовые ядра вблизи цементита. За нуклеацией следует рост перлитных колоний. Когда трансформация продолжается в течение 5 с, перлит начинает зарождаться на границе зерна. Через 10 с некоторое количество перлита продолжает образовываться на границе зерен, и уже ядросодержащий перлит вырастает внутрь зерен. Через 15 с образуется большое количество перлита формируя соединительную сеть из перлитных колоний. Вскоре после этого новые перлитные колонии зарождаются рядом с существующими перлитными колониями. Перлитные колонии случайным образом образуются внутри зерен. В аустенитном зерне места зарождения границы зерна при $1200^{\circ}C$ превышают $880^{\circ}C$, и вероятность зародышеобразования внутри зерен больше. Согласно теории твердофазного фазового превращения, зарождение

границы зерна часто происходит на границе зерна, когда ядро зерна образует когерентный (или полуккогерентный) интерфейс с зернами на одной стороне границы зерна, в то время как некогерентный интерфейс на другой стороне показывает асимметричную форму кристаллического ядра. Кроме того, если некогерентное зародышеобразование происходит внутри зерен, некогерентное или частично когерентное зародышеобразование на границе зерен всегда имеет приоритет над внутризерновой генерацией [83]. Поскольку поверхность перлитной колонии не связана с аустенитом, внутризерновая нуклеация отстает. Кроме того, в стали имеется небольшое количество крупных включений, которые могут снизить энергетический барьер зарождения внутри зерен [209]. Если исходить из факта, что состав перлитной стали однороден, а содержание включений в том же объеме одинаково, то вероятность возникновения внутризеренного зародышеобразования выше в крупных зернах. В работе [210] установлено, что перлитные колонии постепенно эволюционировали от случайного распределения в начале, к неслучайному распределению во время образования полного перлита. В другой работе показано [211] существование внутризерновой нуклеации перлита на микрофотографиях с большим увеличением. Перлитные колонии случайным образом зарождаются на границе зерен и вырастают внутрь зерен. Одновременно новые перлитные колонии зарождаются рядом с существующими перлитными колониями, и внутригранулярные перлитные колонии также образуются случайным образом. Эти места зарождения увеличивают вероятность столкновения растущих перлитных колоний друг с другом, что в конечном итоге приводит к постоянному размеру перлитных колоний. Это хорошо видно на рис. 3.28 где в диапазоне температур аустенизации 880-110 °С металла сварного стыка, размеры перлитной колонии и блоков изменяются незначительно. Согласно Mansouri, Monshi [189], динамическая рекристаллизация происходит в ЗТВ в конце процесса сварки, так как процесс на финишной стадии включает в себя деформацию свариваемых стыков рельса (осадку). Область роста зерна аустенита соответствует диапазону температур 1000-1300 °С, которая имеет пиковую температуру близкую к $T_{пл}$, достаточную для ускорения роста аустенитного зерна

после рекристаллизации. В тоже время, такой рост уменьшается по мере того, как он удаляется от центральной линии сплавления стыка. В области рафинирования зерна средний размер перлитной колонии (~ 9 мкм) утоняется, поскольку он происходит из рекристаллизованного/мелкого аустенита. Несмотря на то, что стыковая сварка представляет собой немного восстанавливающую атмосферу [189], по линии сплавления произошло обезуглероживание, ответственная за значительное образование свободного феррита, о чем свидетельствует рис. 3.10,б и 3.17. Обезуглероживание является распространенным явлением в этом типе процесса сварки рельсов и, как правило, не представляет проблемы из-за малой протяженности обезуглероженной области [178, 189]. Размер зерна аустенита в области линии сплавления составляет 254 мкм и далее по мере удаления от нее снижается до 65,3 мкм (расстояние 5 мм), 18,1 мкм (расстояние 10 мм). Особенности структуры в ЗТВ можно представить на обобщенном рис. 3.29.

Представлено обобщение в части выявленных особенностей (морфология перлита, размер аустенитного зерна, перлитной колонии, межпластинчатого расстояния) в структуре перлита в ЗТВ рельсового стыка, соотнесенной с твердость. Результаты анализа твёрдости будут рассмотрены ниже. Таким образом, подводя предварительный итог проведенных исследований по структурообразованию можно констатировать рис. 3.29, что ЗТВ состоит из трех областей: первая область роста зерен с более крупным размером перлитного блока в диапазоне 50-100 мкм, но меньшим межпластинчатым расстоянием $\sim \lambda = 0,110-130$ мкм, что должно приводить к повышению микротвердости. Области металла по линии сплавления имеют более высокую пластическую деформацию и при высокой температуре близкой к $T_{пл}$ по сравнению с другими частями зоны сварки. Поэтому эти области имеют грубые перекристаллизованные зерна. Вторая область, очищенная от зерен, с меньшими перлитными колониями и блоками, формирующихся из рекристаллизованного аустенита, но большим межпластинчатым расстоянием от перлита до λ ($\sim 0,220$ мкм). Третья область частичной трансформации (с частичной сфероидизацией цементита в перлите).



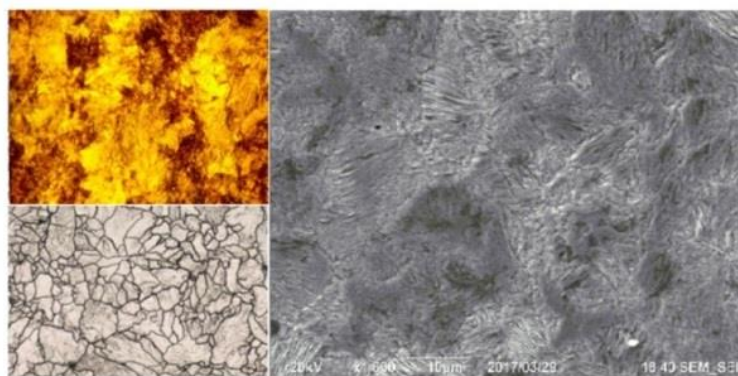
Область ЗТВ при T=1300-1400°C

Размер аустенитного зерна: 148 ± 68 мкм

Размер перлитной колонии: 32 ± 8 мкм

Межпластиночное расстояние: 0,156 мкм

Твердость по Виккерсу: 358



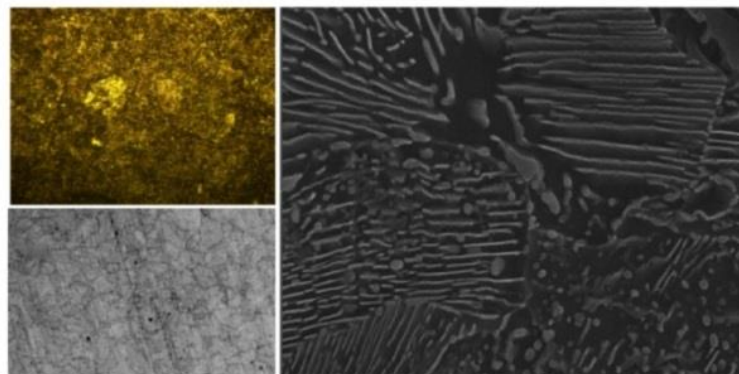
Область ЗТВ при T= 900-980 °C

Размер аустенитного зерна: 28 ± 10 мкм

Размер перлитной колонии: 19 ± 6 мкм

Межпластиночное расстояние: 0,131 мкм

Твердость по Виккерсу: 338



Область ЗТВ при T= 700-780 °C

Размер аустенитного зерна: 15 ± 6 мкм

Размер перлитной колонии: 11 ± 4 мкм

Межпластиночное расстояние: 0,214 мкм

Твердость по Виккерсу: 264

Рисунок 3.29 – Особенности микроструктуры перлита в различных областях ЗТВ рельсового стыка

По результатам работ [186-190] можно констатировать, что частичная сфероидизация способствует в среднем снижению на 17% предела текучести и 13%

предела прочности при растяжении по сравнению с основным металлом, помимо потери твердости. Приведенная на рис. 3.29 микротвердость подробно будет проанализировано ниже. Данный рисунок подводит определенный итог исследований структурных особенностей перлита в ЗТВ сварного стыка. Полученные результаты исследования особенностей структурообразования в металле ЗТВ необходимо проанализировать с точки зрения макросвойств перлитной структуры влияющих на механические свойства металла шва рельсового стыка. В целом, т.к. на механические свойства могут влиять различные составляющие перлитной микроструктуры, включая размер клубеньков и колоний, а также толщина и расстояние между цементитными пластинками. Кроме того, поскольку характеристики этих микроструктурных параметров, сильно зависят от состава, то с увеличением доли перлита, структурные составляющие начинают играть все большую роль в контроле прочности и пластичности в высокоуглеродистых сталях, Известно [212], что цементит, рассматриваемый как твердая фаза, способствует повышению прочности перлита, в то время как мягкая ферритовая матрица обеспечивает пластические свойства. Было обнаружено [82,83], что механические свойства и упругопластическое поведение этих полностью перлитных сталей контролируются многочисленными микроструктурными переменными, такими как размер аустенитного зерна, ориентация и размер перлитных колоний, морфология цементита, межпластинчатое расстояние, межфазная деформация и разрушение. Общеизвестно, что комбинированные эффекты твердости феррита и распределения напряжений между ферритом и цементитом являются наиболее важными явлениями, ответственными за контроль деформации, упрочнения и повреждения перлита. Твердость эвтектоидных или почти эвтектоидных сталей были изучены как функция межпластинчатого расстояния λ [82, 83, 212]. В целом, прочность и твердость перлитной структуры наблюдались в соответствии с соотношением Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$$

где σ_T – предел текучести, σ_0 – сопротивление деформации монокристалла, – средний размер зерна, k – коэффициент Холла-Петча.

Параметр σ_0 характеризует упрочнение тела зерна, а k определяет влияние зернограницного упрочнения. Эти параметры для определенного материала при данной температуре испытания и скорости деформирования являются константами. Значение величины параметра k может зависеть от концентрационных добавок в материале, типа кристаллической решетки и формирующейся в ней дефектной структуры, размера зерна и температуры деформации. Тушинский Л.И. с соавторами предложили зависимость, описывающую предел текучести стали со структурой пластинчатого перлита, которая при определенных преобразованиях сводится к закономерности близкой к зависимости Холла-Петча, описывающей предел текучести однофазных сплавов:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k \cdot \lambda^{-1/2}$$

где λ – межпластинчатое расстояние; σ_0 – напряжение сопротивления движению дислокаций за счет растворенных атомов, дислокационных взаимодействий, дисперсных фаз и т.д.; k – прочность цементитных пластин.

Влияние межпластинчатого расстояния на прочность перлита было объяснено на основе модели скопления дислокаций [213]. Авторы сообщили о формировании трехмерной структуры дислокационных клеток в ферритных прослойках во время пластической деформации грубо пластинчатого перлита (λ между 500 нм и 700 нм), которые способствуют образованию полос грубого сдвига и зон сдвига, которые инициируют разрушение. В то время как для более тонко пластинчатого перлита (λ между 100 нм и 200 нм) такая дислокационная структура не образуется, и распределение дислокаций является однородным. Сообщается, что перлитные стали с межпластинчатым расстоянием <200 нм более равномерно воспринимают напряжение путем изгиба цементитных пластин вместо сдвигового растрескивания, вызванного локализацией напряжения сдвига. Наибольшая длина пути скольжения в ферритных прослойках перлита была определена Ю.Я. Мешковым и, согласно его расчетам, она в 4,75 раз больше размера ферритного промежутка. В.Н. Гриднев с соавторами отмечают, что для сталей со структурой

перлита не зафиксированы случаи нарушения соотношения Холла-Петча. В работе [214] приводятся данные по изменению прочности на растяжение в зависимости от межпластинчатого расстояния полностью перлитных сталей рис. 3.30. Видно, что с увеличением межпластинчатого расстояния прочность снижается.

Хизак и Бернштейн [215] показали, что прочность полностью перлитной стали контролируется в первую очередь межпластинчатым расстоянием в то время, как вязкость сильно зависит от размера аустенитного зерна.

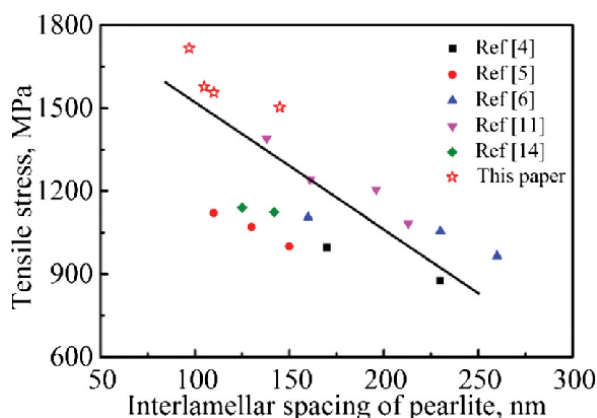


Рисунок 3.30 – Изменение прочности на растяжение сталей в зависимости от межпластинчатого расстояния перлита при разных составах и технологиях [214]

Эти же авторы, работая со сталями, содержащими 0,81 % С, обнаружили, что не только межпластинчатое расстояние играет важную роль в пределе текучести, но также размер колонии перлита:

$$\sigma_t = 316 [\lambda^{-1/2}] - 5.79 \times 10^{-2} [P^{-1/2}] - 4.17 \times 10^{-1} D\gamma^{-1/2} + 7.58$$

В работе [216] предлагается уравнение для оценки вклада размера перлитной колонии на предел текучести эвтектоидных сталей:

$$\sigma_y = (\sigma_o)_{ss} + 145(P)^{-1/2} + 460 (\lambda)^{-1/2}$$

где P и λ размер перлитной колонии и межпластинчатое расстояние в мкм.

Результаты расчета по уравнению показывают, что при уменьшении размера колонии перлита предел текучести может увеличиться. Вероятнее всего размер колонии перлита зависит только от размера зерна аустенита, в то время как величина межпластинчатого расстояния λ зависит от степени охлаждения и температуры превращения. В работе [217] по исследованию влияния температуры

аустенитизации и быстрых скоростей охлаждения на механические свойства перлита установлено, что:

1. Температура аустенитизации определяет размер зерна аустенита, границы которого в свою очередь должны обеспечить места зарождения для первых порций перлита;

2. Температура фазового формирования перлита, которая при непрерывном охлаждении определяется скоростью охлаждения, управляет межпластинчатым расстоянием. Межпластинчатое расстояние в перлитной структуре не зависит от предшествующего размера зерен аустенита или размера первых порций перлита; 3. Предел текучести перлита зависит исключительно от межпластинчатого расстояния. Тогда отношение предела текучести к

межпластинчатому расстоянию выражается зависимостью: $\sigma_T(\text{МПа}) = 139 + 46,4 \cdot \lambda^{-1}$.

4. Напряжение разрушения непосредственно связано с межпластинчатым расстоянием, также не зависящим от предшествующего аустенитного зерна, описывает напряжение разрушения: $\sigma_{\text{раз}}(\text{МПа}) = 436,4 + 98,1 \cdot \lambda^{-1}$.

В работе [218] было определено, что в дисперсном, находящемся в неравновесном состоянии перлите, межпластинчатое расстояние не является определяющим параметром, влияющим на механические свойства углеродистых сталей. Кроме того, по мнению авторов, более сложным образом зависят от межпластинчатого расстояния вязкость и пластичность углеродистых сталей со структурой тонкопластинчатого перлита и данные о таком влиянии на характер разрушения сталей со структурой перлита противоречивы и требуют уточнения. В вышеупомянутых исследованиях зависимости механических свойств перлитных сталей от параметров их структуры определяли традиционными методами, а именно: удары, растяжение и динамический изгиб образцов. Однако в литературе имеются противоречивые результаты о связи между ударной вязкостью и размером предшествующих аустенитных зерен и перлитных колоний. Есть также немного исследований по размеру перлитных колоний, и они не содержат определенных выводов. С учетом приведенных выше фактов, мы решили исследовать расчетным

путем прочностные свойства основного металла рельса и зоны термического влияния используя экспериментальные результаты, полученные в нашей работе.

В табл. 3.1 представлены количественные значения размеров перлитной колоний, зерна аустенита и межпластинчатого расстояния в основном металле рельсовой стали. Результаты расчета по выражения приведенным выше представлены на рис. 3.31.

Таблица 3.1 – Количественные значения размеров перлитной колоний, зерна аустенита и межпластинчатого расстояния в основном металле рельсовой стали

Исходная рельсовая сталь в точках	Межпластинчатое расстояние, мкм			Размер перлитных колоний, мкм,			Размер аустенитного зерна, мкм		
	Головка	Шейка	Подошва	Головка	Шейка	Подошва	Головка	Шейка	Подошва
1.	0,135	0,150	0,154	2,6	3,4	3,6	68,9	75,7	76,9
2	0,122	0,132	0,149	2,4	3,8	4,1	67,8	79,3	80,2
3	0,098	0,101	0,139	2,2	2,9	3,5	58,7	63,7	74,8
4	0,125	0,129	0,147	2,9	3,9	4,9	23,9	56,9	34,9
5	0,139	0,152	0,159	3,1	3,7	4,7	45,7	78,9	56,8
6	0,110	0,149	0,161	3,8	4,1	5,1	67,2	44,9	45,4
7	0,138	0,161	0,171	1,9	4,9	5,2	37,3	34,9	39,9

Видно, что межпластинчатое расстояние и размер перлитной колонии сильно влияет на изменение предела текучести, особенно для металла головки рельса. В тоже время отмечаем незначительное влияние размера зерна аустенита на размер колонии перлита. Это объясняется тем [214-217], что хотя размер зерна контролирует начальная скорость зарождения колоний перлита, она не оказывает влияния на скорость, с которой колонии разветвляются, это скорость вторичного зарождения. Размер аустенитного зерна практически не оказывает влияния. Для предсказанных значений предела текучести, рассчитанных с использованием соотношения Хайзака и Бернштейна вклад межпластинчатого расстояния, составляет почти 70 % предела текучести, тогда как размер аустенитного зерна и размер перлитной колонии составляют примерно 5 и 3 % соответственно.

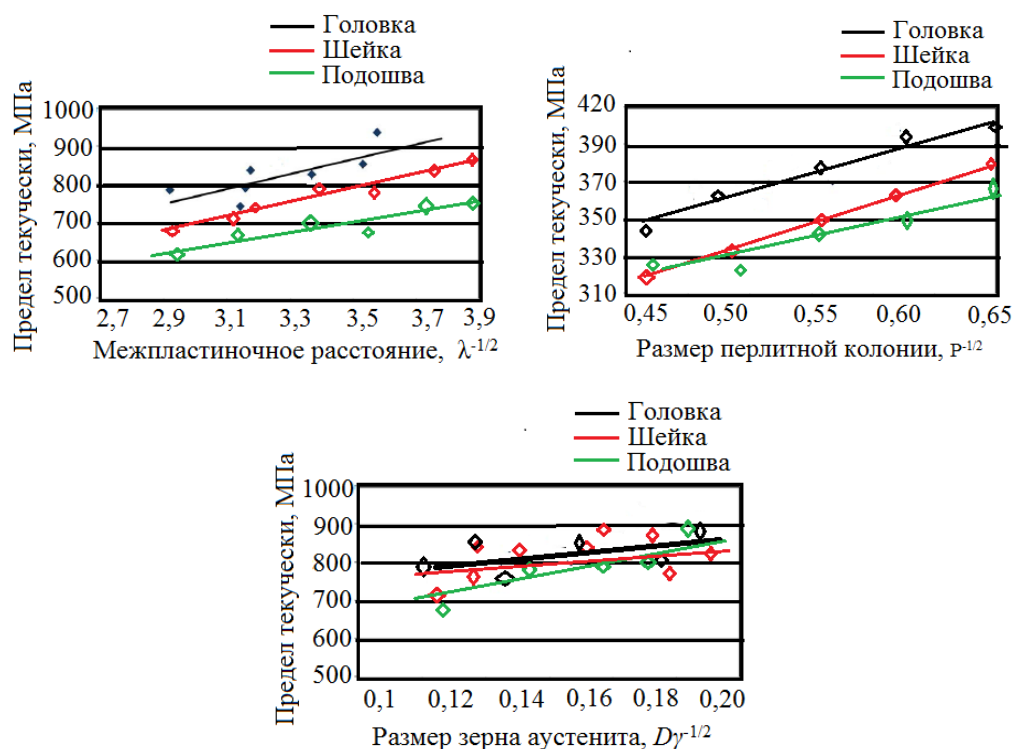


Рисунок 3.31 – Изменение расчетного предела текучести от размеров перлитной колоний, зерна аустенита и межпластинчатого расстояния в основном металле рельсовой стали

Следовательно, этот анализ зависимости предела текучести от различных микроструктурных составляющих указывает на то, что межпластинчатое расстояние в структуре перлита является основным фактором прочности, в то время как перлитная колония и размер аустенитного зерна могут оказывать вторичное влияние. Исследования эвтектоидных сталей проведенные Пикерингом и Гарбарцем [207] показали, что, хотя влияние размера зерна аустенита на размер перлитной колонии ограничено, морфология перлитной узелковой структуры изменяется, что согласуется с результатами по размеру перлитной колонии и морфологией в данной работе. Если провести расчет для металла зоны термического влияния сварного стыка рельса в не большой области (например, с поверхности на глубину 5 мм вдоль одной линии) не фиксируя особенности ее строения, то мы получим близкие результаты расчета рис. 3.32. В тоже время расчет предела текучести от межпластинчатого расстояния (λ)^{-1/2} по точкам перпендикулярным от линии сплавления показывает нам совсем другое

распределение рис. 3.33. Расчетные значения предела текучести с одной стороны имею классическую зависимость от межпластинчатого расстояния $(\lambda)^{-1/2}$ в области 1,2 обозначенных на рис. 3.33, с высокой крутизной подъёма количественных значений. А далее, мы видим не классическое распределение предела текучести от $(\lambda)^{-1/2}$.

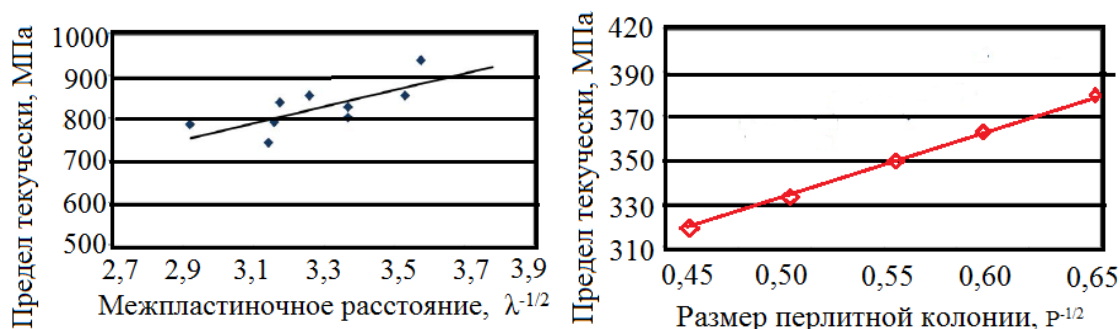


Рисунок 3.32 – Расчетные значения предела текучести металла в ЗТВ сварного стыка

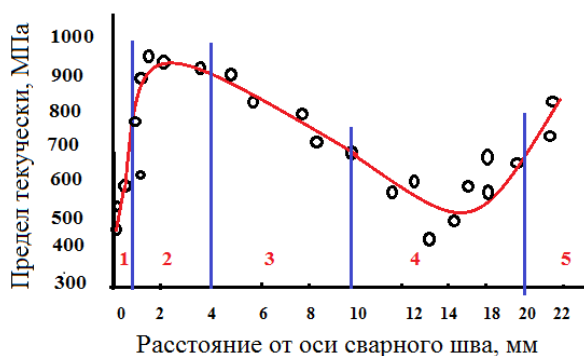


Рисунок 3.33 – Расчетные значения предела текучести от $(\lambda)^{-1/2}$ металла в ЗТВ в точках перпендикулярных линии сплавления сварного стыка

Расчетное значение предела текучести снижается по длине ЗТВ в диапазоне от 4 до 18 мм от линии сплавления. Таким образом, установлено, что не только участок частичной сфероидизации является проблемным с точки зрения зарождения дефектов контактно усталостного происхождения, но и большая часть металла ЗТВ. Далее мы можем констатировать, что сам металл сварного шва — это новый материал, отличный от металла рельса по структурному фактору. Высокие

прочностные свойства металла сварного шва обеспечиваются структурой перлита на не большой площади (10 % от всей площади ЗТВ) от линии сплавления.

Если мы примем в расчет площадь металла в линии сплавления, где фиксируется снижение прочности, тогда конечная площадь металла шва гарантирующие высокие прочностных характеристики будет еще меньше. Установленная нами особенность структурообразования в зоне сварного шва ранее ни в одной работе не рассматривалась и требует более тщательного, дальнейшего исследования с набором статистических данных по свойствам перлитной структуры. Кроме того предлагаемая нами концепция рассмотрения металла шва как нового материала требует, дальнейшего исследования и обоснования.

В тоже время, обобщая полученные результаты, отметим, что фактор размера аустенитного зерна из малозначительного приобрел существенный вес в оценке предела текучести металла в ЗТВ. На рис. 3.34 представлена схематическая картина, связывающая особенности структурообразования с параметрами структуры и прочностными свойствами металла ЗТВ рельсового стыка. Отметим факт, что предсказание предела текучести по отношениям, имеющим вклады от размера перлитной колонии или размера зерна аустенита, имеют отклонения в большей степени от прямых измеренных значений. Это может указывать на большую зависимость предела текучести от межпластинчатого расстояния для микроструктур, которые имеют тонкую перлитную структуру колоний [82, 83]. В тоже время в качестве первого приближения использование уравнений для моделирования зависимости прочности от характеристик цементита для широкого спектра технологических и микроструктурных условий является оправданным шагом.

Авторы работы [219] исследуя причины разрушения сварного стыка считают, что именно «мягкая» микроструктура, существующая в области сварного шва в зоне частичной сфероидизации, с низким сопротивлением зарождению усталостной трещины, способствовала разрушению. Они отмечают, что частичная сфероидизация способствовала в среднем снижению на 17 % предела текучести и

13 % предела прочности при растяжении по сравнению с основным металлом, помимо потери твердости.

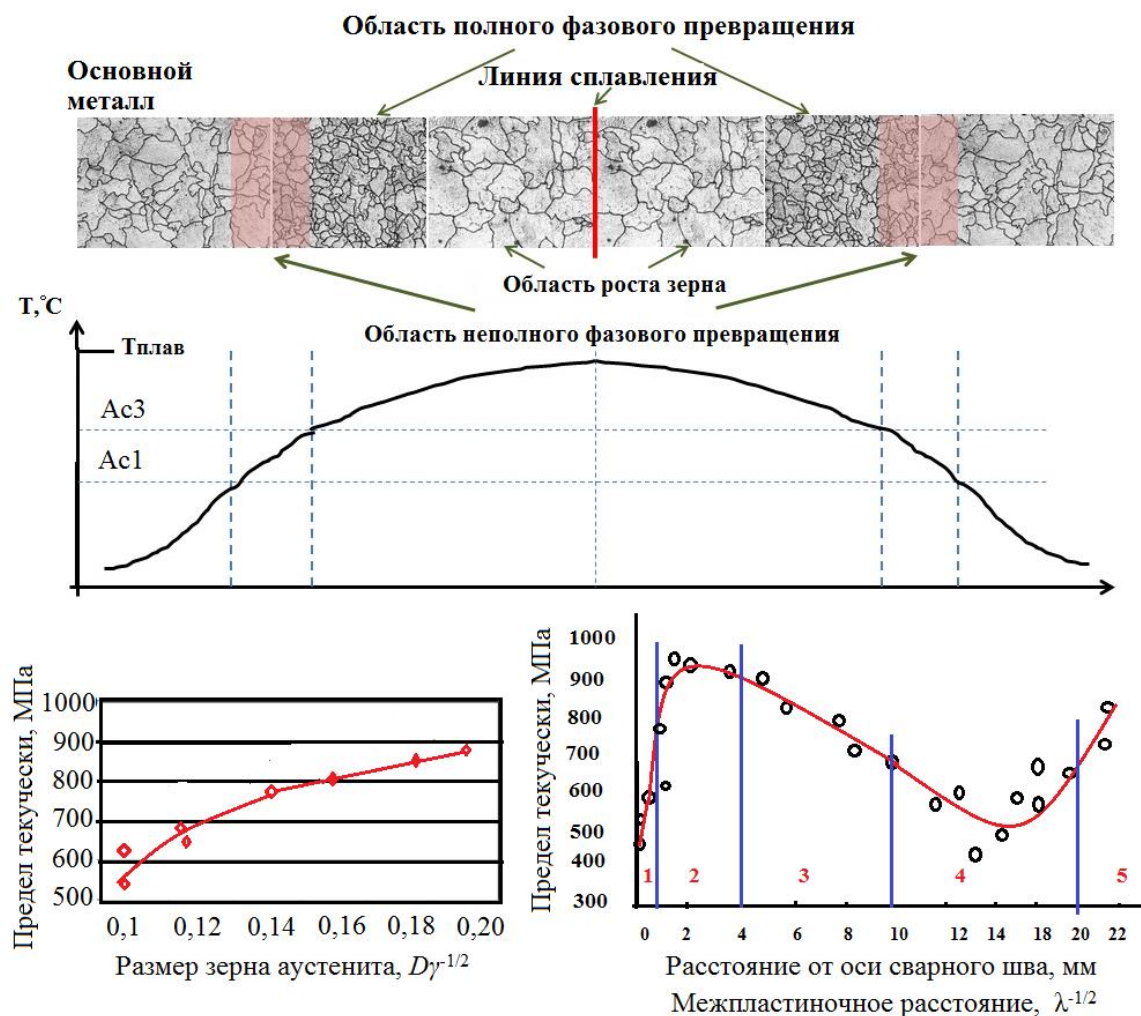


Рисунок 3.34 – Расчетные значения предела текучести металла в ЗТВ в точках перпендикулярных линии сплавления сварного стыка

В работе [220] представлены результаты испытаний на растяжение основного металла и сварных шва. Авторы отмечают, что для сварных швов, полученных контактно-стыковой сваркой с оплавлением, наблюдалось среднее снижение предела текучести на 17 % и прочности на растяжение на 13 %, что сопровождалось небольшим увеличением относительного удлинения. Кроме того, как показано на рис. 3.35, все образцы из сварных соединений сломались в области частичной сфероидизации, между 10 мм и 12 мм от центральной линии сварного шва. Таким образом, проведенные нами исследования прочностных свойств структуры

перлита находятся в хорошем соответствии с результатами испытаний, проведенных другими авторами.

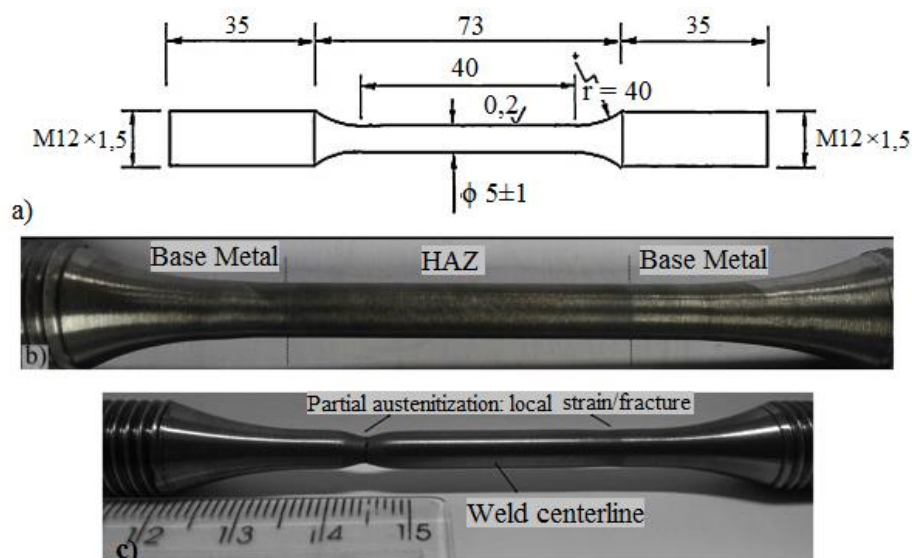


Рисунок 3.35 – Внешний вид образца на растяжение (а, б) и после испытаний (с). Местные деформации и разрушения в области частичной аустенизации выделены на фото (с)

3.3 Атомно-силовая микроскопия

Атомно-силовая микроскопия (АСМ) или сканирующая силовая микроскопия (СЗМ) — это сканирующий зондовый микроскоп с очень высоким разрешением (СЗМ). Атомно-силовая микроскопия (АСМ) используется для количественных и качественных данных, основанных на различных свойствах, таких как морфология, размер, шероховатость поверхности и текстура. Он используется для трехмерной характеристики поверхности. Зонд прикреплен консолью, которая отклоняется при взаимодействии; это отклонение измеряется отражением лазерного луча методом «отскока луча». Поэтому топография поверхности напрямую измеряется прогибами кантилевера. Карта рельефа принимает форму различных пиков, которые представлены разными цветовыми градиентами (красный, оранжевый, желтый и т.д.) или градациями серого. Таким образом, получается изображение топологии поверхности многоцветного образца, которое может быть очень полезным для идентификации и измерения исследуемых параметров. Следует отметить, что АСМ изображение позволяет фиксировать

очень малые размеры как зерен, так и пластин цементита. Перлитная колония состоит из двух взаимопроникающих монокристаллов феррита и цементита (Fe_3C), которые в основном упорядочены в виде чередующихся пластин. Перлит, состоящий из тонких пластин, тверже и прочнее, чем перлит, состоящий из грубых пластин. Перлит представляет собой бикристалл, образующийся при эвтектоидном разложении аустенита в результате совместного роста ферритных (α) и цементитных (θ) пластин. Известно [82, 83], что перлит имеет слоистую пластинчатую структуру с соотношением толщин ферритной и цементитной пластинчатых фаз (7-8):1. Для различных процессов термической обработки толщина пластин может меняться примерно в 10 раз, в частности для феррита – от 0,1 до 1,0 мкм, причем, чем тоньше пластины, тем более они искривлены. Утонение перлитной микроструктуры увеличивает количество ферритовых и цементитовых пластин, которые участвуют в пластической деформации и способствует однородности деформации, тем самым повышая пластичность. С целью получения оптимального соотношения уровней прочности и пластичности важно знать влияние степени дисперсности перлита на характер деформационного поведения его структурных составляющих, и соответственно, перлитной стали.

На рис. 3.36 представлен скан АСМ с топографией перлитной структуры в районе линии сплавления. Видно, что в нескольких колониях, попавших на скан, межпластинчатое расстояние сильно отличается. Цементитные пластины характеризуются в одной колонии (в нижней области скана) прямолинейностью и минимальным межпластинчатым расстоянием, в центральной области пластины деформированы с большими значениями межпластинчатого расстояния. Между пластинками цементита, которые контрастно выделяются на изображении скана видны ферритовые пластинки с белыми включениями (вероятно, мелкие частицы карбида железа). В дальнейшем были проведены исследования в различных областях ЗТВ сварного стыка, которые дали более детальную информацию по свойствам перлита (межпластинчатое расстояние, толщина цементитной и ферритной пластины).

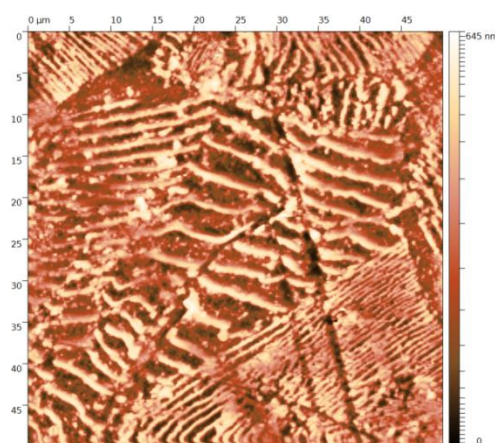


Рисунок 3.36 – Скан АСМ поверхности металла в области линии сплавления зоне термического влияния

На рис. 3.37 представлены сканы АСМ с четкими изображениями цементитных пластин. На рис. 3.37 даны два изображения в плоскости 2D и нижний скан дает 3D изображение.

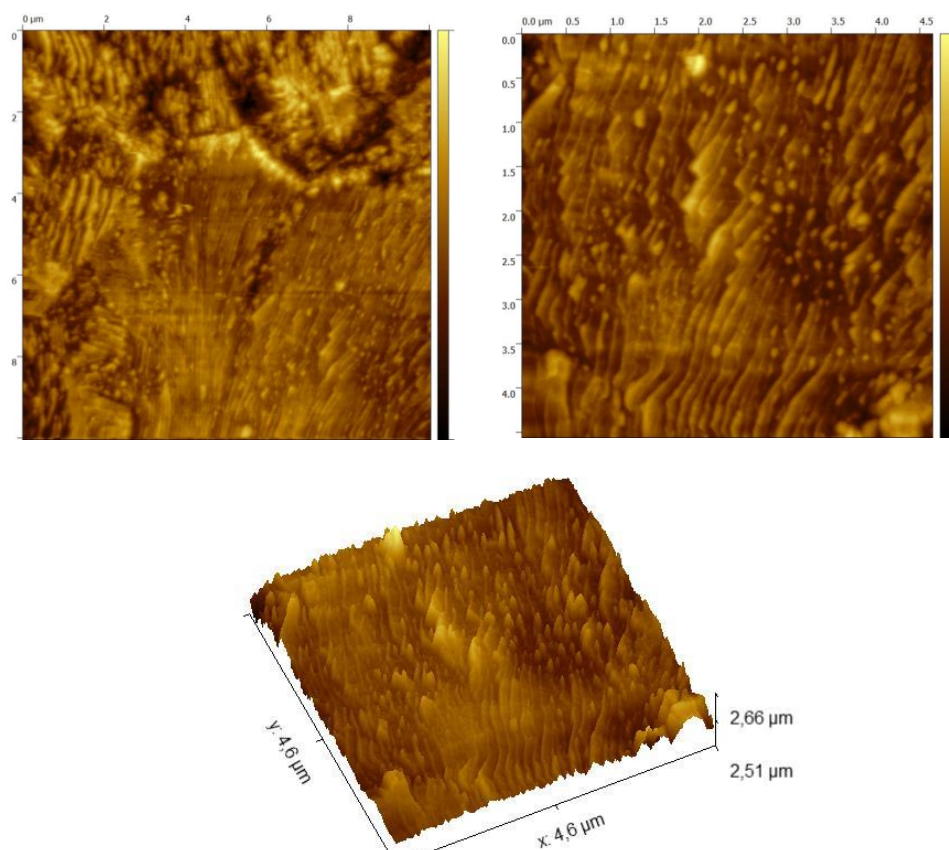


Рисунок 3.37 – Сканы АСМ колоний перлита в 2D и 3D изображений

После выбора изображения такой колонии была наложена пробная линия, проходящая перпендикулярно чередующимся пластинкам (рис. 3.38, а). Система

АСМ также предлагает возможность измерения расстояний между маркерами, нанесенными на такой профиль. Цементитная фаза представлена пиками, а ферритовая фаза представлена долинами. Надлежащее расположение этих маркеров позволяет измерять расстояния между центрами соседних цементитных или ферритовых пластин (рис. 3.38, б). Затем, система анализа изображений обеспечивала топографический профиль микроструктуры вдоль линии, как показано на рис. 3.38, с. Для каждой выбранной перлитной колонии, как правило, можно было применять три испытательные линии, что привело к среднему значению межпластинчатому расстояния в этой колонии. Топографический график профиля высоты, предоставленный системой анализа изображений, четко показывает «холмы» цементитной фазы и «долины» ферритовой фазы, наблюдаемые на соответствующем изображении. Профиль высоты затем использовался для расчета межпластинчатого расстояния в рельсовых сталях, для различных областей ЗТВ сварного стыка.

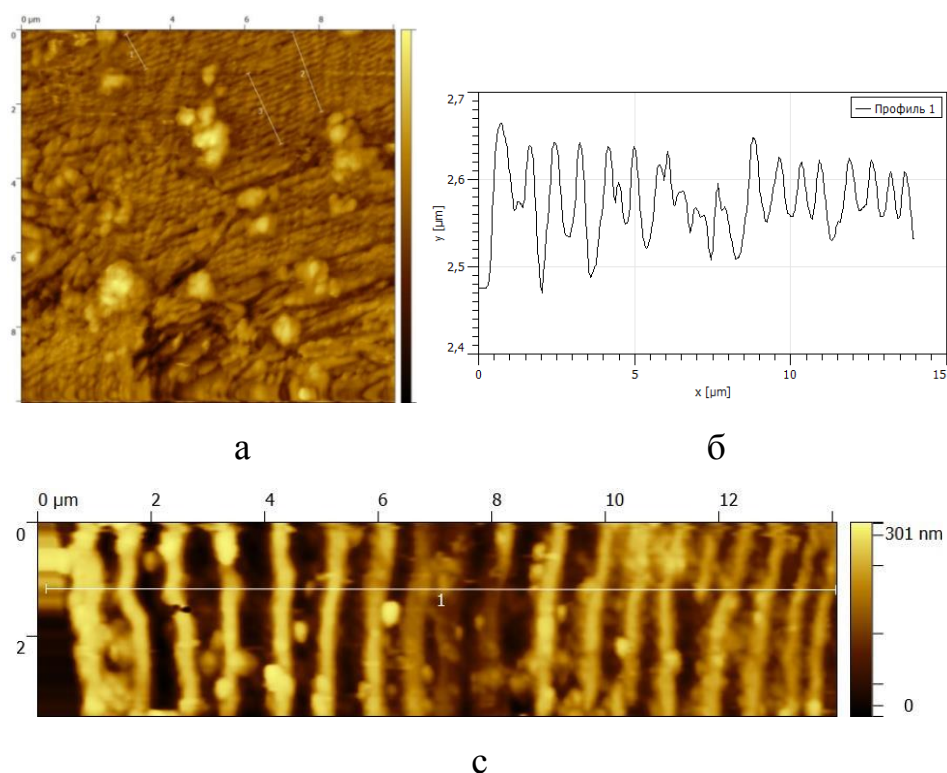


Рисунок 3.38 – Топографический профиль цементитных и ферритовых пластин в структуре перлитной колонии

На рис. 3.39 представлен скан объёмного изображения перлитной структуры. Визуализация перлитной структуры даже без количественного измерения

показывает нам неравномерность основных параметров перлитной структуры по межпластинчатому расстоянию, толщиной пластин феррита и цементита.

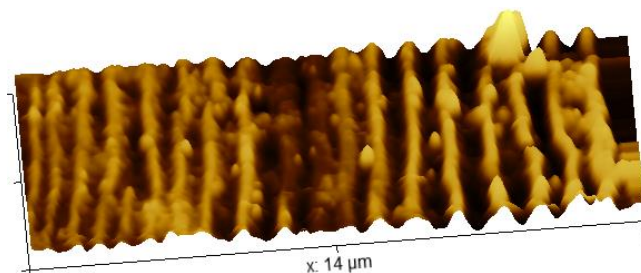


Рисунок 3.39 – Скан АСМ для определения меж пластиночного расстояния, толщины цементитной и ферритной пластины

В работе [221] отмечалось, что при пластической деформации полностью перлитной стали фиксируемое морфологическое разнообразие цементита является следствием различных вариантов сочленения пластин и обусловлено, вероятно, пониженным содержанием углерода в локальных участках аустенита, из которого возникали колонии, граничащие со свободным ферритом. Топографические изображения, полученные с помощью АСМ в различных областях шва, показывают, что в область роста зерен ЗТВ значительно меньшее межпластинчатое расстояние, чем в области рафинирования зерен, со средними значениями 0,12-0,014 мкм и 0,17-0,20 мкм соответственно. В области частичной аустенизации металла ЗТВ, появляется новая модификация морфологии перлита, с частичной сфероидизацией цементита. На рис. 3.40 представлены результаты измерения толщин пластин цементита и феррита в различных зонах сварного стыка, нагретых до определенных температур. Видно, что в зоне термомеханического воздействия (область температуры 1300 °С и выше) происходит утонение пластин цементита и феррита. Было обнаружено, что толщина пластинок цементита больше, когда температура аустенизации ниже, а отношение толщины пластинчатой фазы обеих фаз выше с ростом температуры аустенизации.

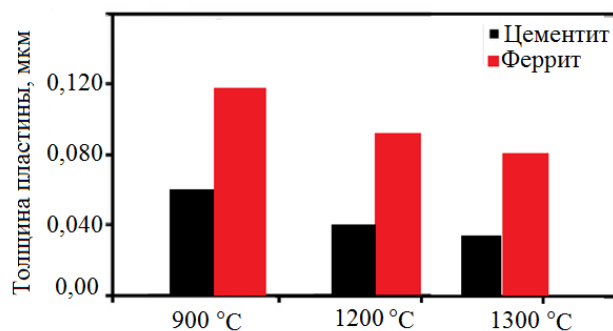


Рисунок 3.40 – Результаты измерения толщин пластин феррита и цементита в различных областях ЗТВ при помощи АСМ

При более высоких скоростях деформации в области, прилегающей к линии сплавления, происходит уменьшение межпластинчатого промежутка и толщины цементита. Общий объемный процент феррита уменьшается, а объемный процент перлита с вырожденной или искаженной морфологией увеличивается с увеличением скорости деформации. Эмбери, Фишером работе [222], связывали высокую прочность в перлитных сталях с близким расстоянием между цементитными пластинками (или фрагментами) в предположении, что цементит действует, как барьер для скольжения дислокаций, по аналогии границы зерен в поликристаллическом железе. Пластинки цементита играют роль в ограничении скольжения дислокаций, аналогично влиянию границ зерен в поликристаллах [222]. Эффект усиления границы, связанный с уменьшением размера зерна, в основном объясняется двумя факторами, а именно, значительным уменьшением объема, доступного для формирования скоплений дислокаций на границах, и значительным увеличением сопротивления скольжению дислокаций. Изменение межплоскостного расстояния происходит преимущественно из-за пластической деформации и уменьшения толщины ферритовой пластинки. Уменьшение толщины цементитовых пластин характерно для цементита из тонкопластинчатого перлита, который, как хорошо известно, может испытывать значительную пластическую деформацию [82, 83], что указывает на быстрый перенос пластической деформации скольжения. В этом случае из-за сдвига локальных микрообъемов в полосах локализованной пластической деформации происходит

изгибание цементитных пластинок, изменяется морфология цементитной фазы т.е. пластинчатая форма карбидной фазы поэтапно превращается в изогнутую. На рис. 3.41 характерная структура цементита в области линии сплавления, где была высокотемпературная пластическая деформация на заключительной стадии сварки.

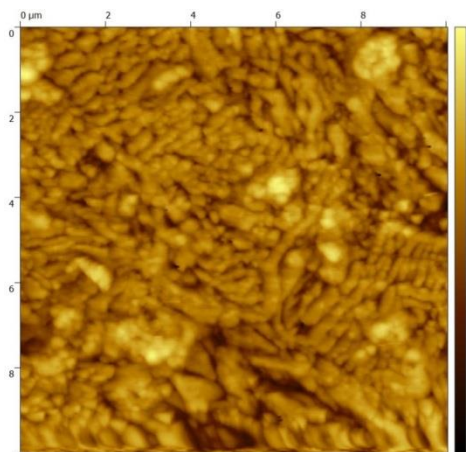


Рисунок 3.41 – Скан АСМ вырожденного и изогнутого цементита в области ЗТВ сварного стыка

Количество участков с сильно изогнутыми цементитными пластинками увеличивается по мере увеличения степени деформации ближе к линии сплавления сварного стыка рис. 3.42.

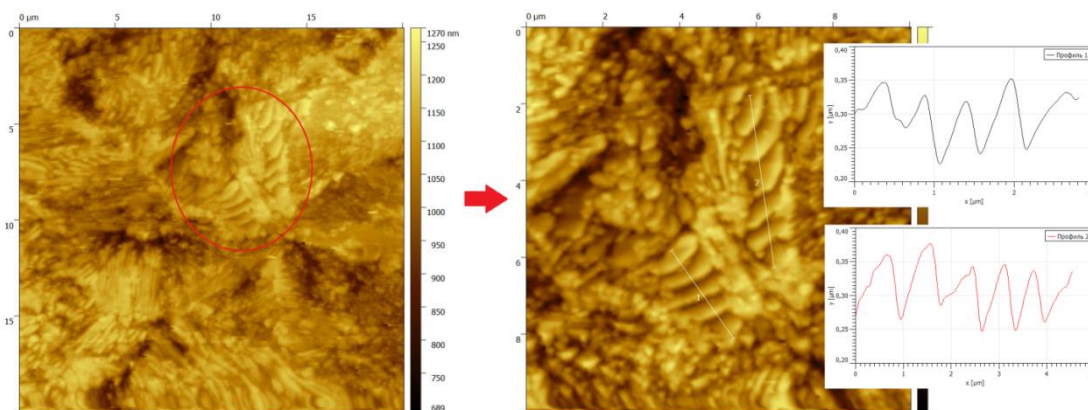


Рисунок 3.42 – Сканы АСМ участков с сильно изогнутыми пластинами цементита

Вклад цементитных пластин в прочность оценивается на основе рассмотренного нами выше уравнения Холла-Петча, связывающего предел текучести (σ_T) с расстоянием между барьерами, которое может служить препятствием для скольжения дислокаций. Было показано, что это соотношение

справедливо в случае поликристаллических металлов, где барьерное расстояние равно размеру зерна [82, 212].

Поскольку движение дислокаций происходит в основном в феррите, расстояние между барьерами предполагается в два раза больше ширины ферритовых пластин. При применении этого уравнения к перлиту расстояние между барьерами принимается равным средней длине свободного пробега дислокаций, которая оценивается в два раза больше ширины ферритовых пластин (d) [212]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k \cdot 2\lambda^{-1/2}$$

Модифицированное соотношение Холла-Петча в холоднодеформированной перлитной стали можно дать удовлетворительное описание взаимосвязи между прочностью и микроструктурой. Поэтому вклад структурных параметров перлита (λ , D_F или D_C) в предел текучести при исследованиях особенностей структурообразования на основе ширины феррита вполне оправдан. Так как, предел текучести перлита соответствует напряжению, необходимому для перемещения дислокаций в феррите между двумя непроницаемыми цементитными пластинками, которое увеличивается с уменьшением межпластинчатого расстояния, приводящим к упрочнению. Это объяснение основано на предположении, что источники дислокаций активируются на границах раздела цементит-феррит, а их перемещение контролируется длиной свободного пробега $\langle L \rangle$, совершенно равной межпластинчатому расстоянию λ . В результате, когда расстояние между пластинами велико, дислокации более свободно перемещаться в ферритной зоне, что приводит к снижению предела текучести и предела прочности на растяжение. В тоже время известно [223, 224], что развитие деформации в пластинчатом перлите может реализоваться посредством скольжения в феррите параллельно плоскости пластины, скольжения в феррите поперек пластин, скольжения по межфазной поверхности. При скольжении дислокаций вдоль пластин феррита деформация идет без участия цементита. Во время деформации поперек пластин феррита развитию скольжения препятствуют цементитные

пластины. С увеличением степени деформации все интенсивнее происходит скольжение поперек пластин феррита. Межфазное скольжение, имеющее место на границе между пластинами феррита и цементита, необходимо, вероятно, для выравнивания разницы в ориентации систем скольжения обеих фаз, и поэтому оно всегда сочетается с другими механизмами пластического течения в перлите [223, 224]. Механизмы деформации перлита при большой ее степени часто связаны с изгибом цементитных пластин или с их разрушением механизмом сбросообразования. В общем случае разрушение стали со структурой перлита может начинаться как от микротрещины, возникшей при срезе цементитной пластины, так и от трещины, возникшей на границах колоний. В модели [223], описывающей разрушение пластинчатого перлита по механизму микроскола, показано [225], что в первом варианте, при гетерогенном зарождении трещины, величина разрушающего напряжения определяется толщиной цементитной пластины: $\sigma = 0,78 \cdot t^{-1/2}$. Напряжение хрупкого разрушения на границе перлитной колонии зависит от ее размера перлитной колонии зависит от ее размера: $\sigma = 0,18 \cdot d^{-1/2}$. Авторы работы [225] считают, что в результате конкуренции двух механизмов величина разрушающего напряжения обусловлена тем, какой из двух структурных факторов – колония или пластина цементита – даст трещину большего размера. Критическое соотношение между размером перлитных колоний и толщиной цементитной пластины, при котором равновероятно разрушение от обоих источников, определяется выражением $d_{\text{п}}/t_{\text{ц}} = 550$.

Мы выполнили расчет по этим формулам и подставили в график работы [225]. Влияние соотношения между размером колоний перлита $d_{\text{п}}$ и толщиной цементитных пластин $t_{\text{ц}}$ на напряжение разрушения металла ЗТВ сварного стыка иллюстрирует схема на рис. 3.43 (красные точки).

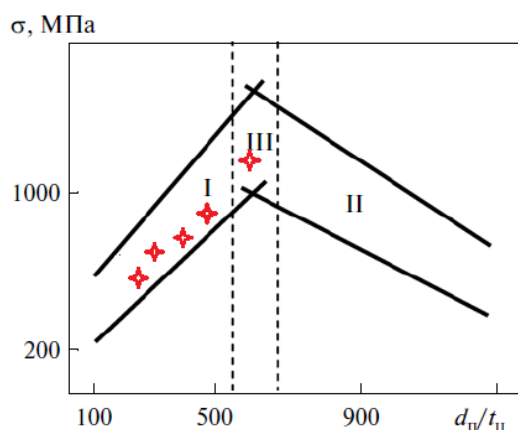


Рисунок 3.43 – Расчетное соотношения влияние размера колоний перлита и толщины цементитной пластины на напряжение разрушения σ

Согласно описанию модели, представленной в работе [225] область I на схеме рис. 3.43, соответствует структурам, в которых источником субмикротрещин являются пластины цементита. В области II определяющее влияние на процессы разрушения оказывают колонии перлита. Область III соответствует смене гомогенного и гетерогенного источников микроскола [82]. Полученные нами экспериментальные результаты по измерению толщин пластин цементита позволяют с помощью данной схемы судить о преимущественных местах зарождения трещины критического размера в областях металла ЗТВ сварного стыка рельса. Однако для более точного прогнозирования необходимо провести дополнительные исследования в этом направлении, что будет сделан в наших дальнейших работах.

3.4 Дифракционный анализ методом обратного рассеяния электронов (EBSD)

Данные о тонкой структуре металлов и информацию о кристаллографических ориентациях можно получить методом дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD). Микроструктура перлитной стали обычно состоит из перлитных областей, в которых образуются многочисленные колонии из пластинчатого феррита и цементита. Перлитовый узелок (это понятие мы рассматривали выше) обычно определяется как область полностью

трансформированной микроструктуры, которая вырастает из одного аустенитного зерна, тогда как перлитная колония относится к области, в которой ферритовые пластины и цементит поочередно соединяются и параллельны друг другу в результате общего направления роста при перлитном превращении. Перлит, как бикристалл представляет собой не одну фазу, а эвтектоидную смесь из одновременно образующихся 2 монокристаллов ОЦК Fe_α феррита и карбида Fe_3C $Fe_\alpha + Fe_3C$, которые переплетаются. Поскольку перлит обычно растет в виде сфероидальных узелков, если он образуется внутри аустенитного зерна, то нет никакой связи между аустенитом и ферритом или аустенитом и цементитом. Влияние перлитного клубенька, перлитной колонии и межпластинчатого расстояния на механические свойства перлитной стали широко исследовалось [214-217, 222, 223], но применительно к рельсовым сталям и, в частности, к металлу рельсового стыка работ в открытой печати нет. Тем не менее, беря за основу результаты работ по перлитным сталям, тогда определение перлитных клубеньков основывается главным образом на кристаллографической ориентации ферритовой матрицы, тогда как колония определяется в свете морфологии цементитных пластин (ориентация цементитных пластин относительно эталонной поверхности). Сосуществование перлитного клубенька и колонии создает три типа границ: узелковую границу, границу колонии (морфологическую границу раздела) и фазовую границу между ферритовыми и цементитными пластинами. Сообщалось, что в одном узле может существовать более одной колонии [226]. Однако связь между узловой границей и границей колонии не ясна. Между тем, пока неизвестно, имеют ли колонии в одном и том же клубочке одинаковую кристаллографическую ориентацию для ферритовой матрицы. В связи с этим использование данного метода (EBSD) позволит нам дополнить уже полученную информацию выше, на субструктурном уровне в иерархии структурообразования в ЗТВ сварного стыка. Тем более, что подобные исследования проводятся впервые. Для анализа данных EBSD зерно определяли как область, полностью окруженную областями, имеющими раз ориентацию более 13° . Максимальная доля площади зерен с приведенным выше определением находилась в диапазоне 80-110 мкм, для обоих

образцов рельсовых стыков различных производителей рельса. Такое определение зерна будут напоминать перлитный узелок [226]. В этой работе показано, что феррит в одном узле из перлита содержит только границы под малым углом и имеет небольшие изменения ориентации, а размер узла пропорционален размеру зерна аустенита [226]. Однако в этой же работе автор пишет, что два соседних узла были разделены границей высокого угла с углом разориентации, превышающим угол 13° [226]. Поскольку мелкие цементитные пластины слишком тонкие, чтобы их можно было обнаружить с помощью метода EBSD, параметры сканирования были оптимизированы для зерен феррита, и было выполнено кристаллографическое ориентационное картирование с размером шага 100 нм. Для сравнения все анализы EBSD были выполнены с одной и той же аппаратной настройкой, с использованием одних и тех же параметров сканирования (например, напряжения ускорения, рабочего расстояния, тока луча) и одинаковых настроек анализа EBSD (например, разрешения камеры). Текстуры в горячекатаной стали обычно представлены как $\{h\ k\ l\} \langle u\ v\ w \rangle$, где плоскости $\{h\ k\ l\}$ зерен параллельны плоскости прокатки листа с направлениями $\langle u\ v\ w \rangle$ ориентированы параллельно направлению прокатки (RD). Компоненты текстуры, полученные при прокатке, всегда располагаются вдоль волокна RD, волокна поперечного направления (TD) и волокна нормального направления (ND). С помощью EBSD- метода возможно изучать зависимость характера микротекстуры от принадлежности зерна α - или γ - волокну (α -волокно – это ориентации с осью $\langle 110 \rangle$ вдоль направления прокатки, γ -волокно – ориентации с плоскостью $\{111\}$, параллельной плоскости прокатки). На рис 3.44 представлена ориентационная карта основного металла исследуемого рельса. Показана обратная полюсная фигура (IPF) феррита в перлитных колониях. Кристаллографическая ориентация исходной горячекатаной микроструктуры рельса была изотропной. Красный, зеленый и синий треугольники представляют ориентации $\langle 001 \rangle$, $\langle 101 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. Статистический анализ функции распределения ориентации (ODF) выявил, что содержимое $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$, $\langle 112 \rangle$, $\langle 113 \rangle$ и $\langle 115 \rangle$ составили 4,91 %, 8,87 %, 4,51 %, 14,3 %, 10,9 % и 16,6 % соответственно рис. 3.44. Содержание текстур $\langle 110 \rangle$, $\langle 112 \rangle$, $\langle 113 \rangle$ и $\langle 115 \rangle$ было относительно

высоким, тогда как содержание $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ было низким. Согласно многочисленным работам известно, что большая пластичность и вязкость разрушения достигаются, когда в материале преобладают плоскости $\{110\}$ в качестве основных плоскостей скольжения структур ОЦК [227, 228]. Фактически [229] каждая ориентация кристалла имеет разные механические свойства при определенной внешней силе в результате создания достаточного количества систем скольжения для облегчения движения дислокации. Таким образом, плотно упакованные плоскости $\{011\}$ и $\{111\}$ в структуре ОЦК требуют минимального напряжения сдвига, чтобы начать пластическую деформацию или скольжение. Неплотно упакованные плоскости с низкой подвижностью дислокаций $\{001\}$ обеспечивают предпочтительные места для возникновения кристаллографических дефектов. В тоже время в структуре металла рельса, имеется слабое указание на сдвиговую текстуру вблизи области поверхности ориентация Госса $\{011\} \langle 100 \rangle$. О неоднородностях текстуры свидетельствовало присутствие текстуры компонента Госса ($\{011\} \langle 100 \rangle$) на поверхности, возникающей из-за поверхностного сдвига и диффузной текстуры внутри. Зерна, ориентированные близко к повернутому компоненту Госса, могут быть идентифицированы в микроструктуре как зеленоватые зерна и светло-голубые рис. 3.44.

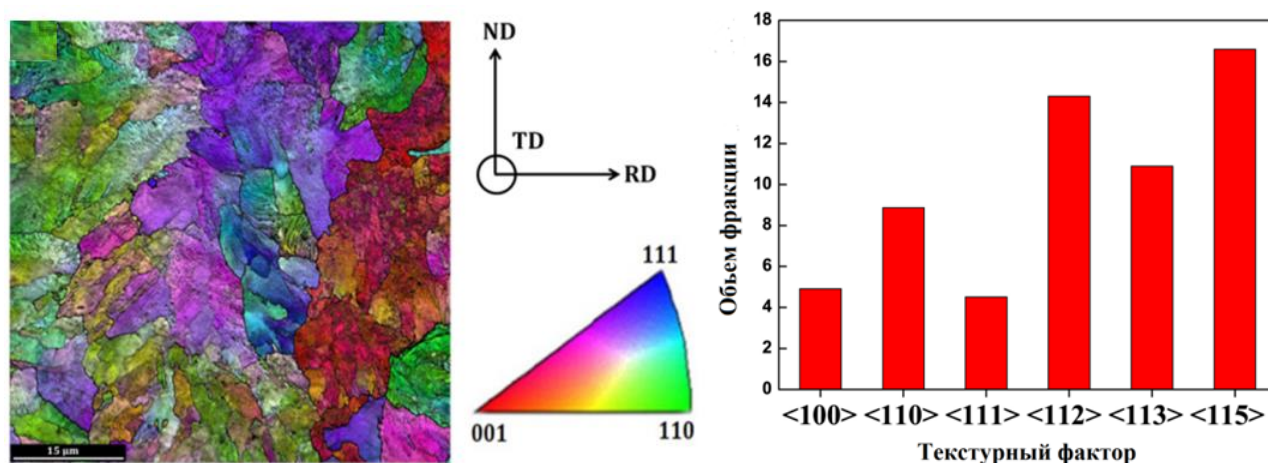


Рисунок 3.44 – Ориентационная карта и текстурный фактор основного металла исследуемого рельса

Известно [230], что интенсивность неблагоприятных ориентаций $\{100\}$ и $\{110\}$ в структуре рекристаллизации увеличивается с увеличением содержания

растворенного С в ферритовой области во время прокатки и последующей перекристаллизации. Роль кристаллографических текстур нельзя игнорировать, поскольку кристаллографические текстуры существенно влияют на характеристики разрушения и ударную вязкость углеродистых сталей. Например, в работе [231] показано, что текстура $\{332\} \langle 113 \rangle$ сочетает требуемые значения прочности и ударной вязкости, в то время как текстура ориентация Госсса $\{011\} \langle 100 \rangle$ ухудшает ударную вязкость и ее следует избегать. Последовательность ориентационной зависимости предела текучести (σ_T) в структуре ОЦК следующая $\sigma_{T111} > \sigma_{T112} > \sigma_{T110} > \sigma_{T100}$, что связано с кристаллографическим межплоскостным расстоянием и поверхностной энергией каждой конкретной плоскости [232]. Необходимо учитывать и такой факт, что превращение плотноупакованного ГЦК-аустенита в ОЦК-феррит с более низкой плотностью и орторомбический цементит предполагает расширение объема на 4,76 % [82, 83]. Также необходимо отметить, что ОЦК-феррит обладает сильной упругой анизотропией по модулю растяжения: модуль упругости вдоль $\langle 001 \rangle$ намного ниже, чем $\langle 011 \rangle$ и особенно $\langle 111 \rangle$. С другой стороны, ориентация кристаллов каждого зерна определяет локальный модуль Юнга кристалла о каждого зерна на основании геометрического предположения. Авторы работы [233] показали, что наибольший модуль Юнга рассчитывается по резонансной частоте колебаний (500-800 Гц) в углеродистой стали находится вблизи направления $\langle 111 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$ и наименьшего в направлении $\langle 100 \rangle$ (т. е. $E \langle 111 \rangle > E \langle 110 \rangle \gg E \langle 100 \rangle$).

С учетом данных фактов проанализируем полученные нами данные. На рис. 3.45 представлена карта контрастов зернёной структуры металла в зоне термического влияния (6 мм от линии сплавления) и ориентировок в пространстве обратных полюсных фигур. Красный, зеленый и синий треугольники представляют ориентации $\langle 001 \rangle$, $\langle 101 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. Анализ представленных данных показывает, что имеются крупные и мелкие зерна.

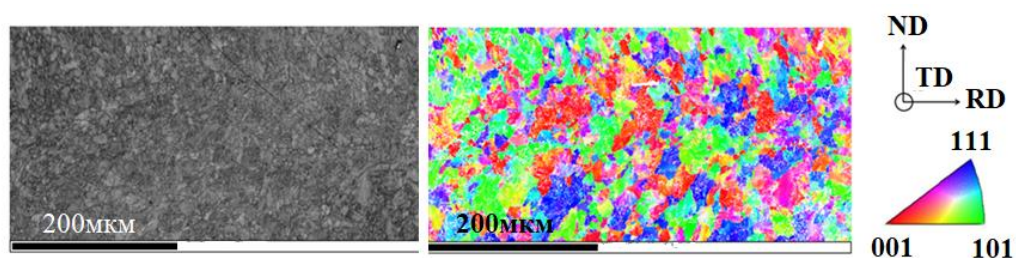


Рисунок 3.45 – Карта контрастов зернёной структуры и ориентировка по плоскостям скольжения

Видно, что металл характеризуется, как разнотернистый с неоднородно распределёнными ориентировками в исследуемом материале. Из-за напряженности кристаллической решетки есть различия в контрасте. По границам зерен он выше, а по телу зерна ниже. Яркой выраженной ориентировки не наблюдается. В тоже время, есть зерна, тяготеющие к ориентировке (101), которые окрашены в зеленый цвет. Зафиксированное увеличение площади зеленых участков на картах ориентиров указывает на деформационный характер скольжения т.к. плоскость (101) в ОЦК металлах является основной плоскостью скольжения. Карты анализа EBSD, каждая по отдельности дает ценную информацию по структурообразованию, но еще более ценным является тот факт, что можно анализировать каждое зерно или группу зерен не по одному параметру (например, по размеру зерна), а по целой гамме параметров рис. 3.45. Из больших карт вырезаются зерна для анализа и накладываются друг на друга. На рис. 3.46 в площади мелких зерен, выделенных белым овалом, добавляем границы зерен в цвете и плоскости скольжения.

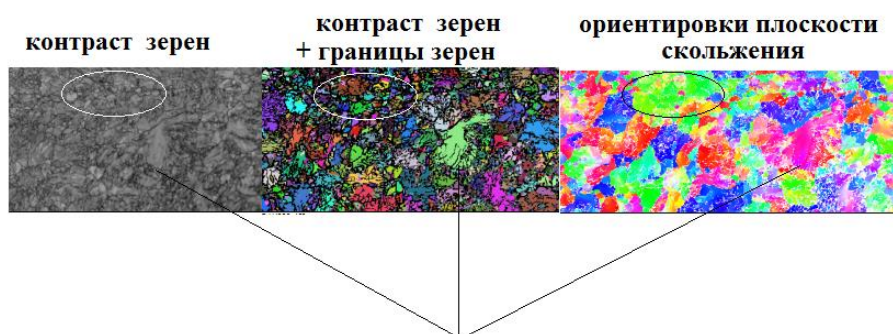


Рисунок 3.46 – Анализ контраста зерен, границ зерен и ориентации плоскости скольжения

Получается, что большая группа мелких зерен находится практически в одной плоскости скольжения (101). Меньшая часть в плоскостях скольжения (001)-(111) и (001)-(101). В тоже время большое зерно (см. на рис. 3.46 выделено линией) на контрастной картине имеет четкие внешние контуры и едва различимые внутренние. При сравнении с картой границ зерен, есть четкое разграничение (зерно не цельное, а составное из нескольких не до конца сформированных зерен). Не смотря на незавершенность процесс формирования все части данного зерна имеют единую ориентацию по плоскости скольжения. Возможно, из анализа всех зерен данное зерно признать аномальным т.к. оно и по форме и по размерам отличается. Если к этому еще добавить распределение с разориентацией по точкам между двумя зернами рис. 3.47, то мы увидим бимодальное распределение. Традиционно принято считать больше угловые границы (HAB) с разориентацией по точкам между двумя зернами, превышающими 15° , и мало угловые границы (LAB) с разориентацией менее 15° , которые показаны разными цветными линиями рис. 3.47. В нашем случае анализ карт границ EBSD показал, что границы могут быть субъективно разделены на несколько групп. Первая группа состояла из сети высокоугловых границ (HAB) (зеленые линии на рис. 3.47) с разориентацией не менее 30° . Большинство этих границ образовали замкнутые петли. Вторая группа, присутствующая внутри петель, созданных HAB, состояла из сети малоугловых границ (LAB), охватывающих разориентации от 13° . Эти линии (черные линии) либо были прерваны - завершены без формирования замкнутого цикла - либо создали замкнутые циклы. Спорадически эти петли могут также содержать сегменты, демонстрирующие разориентацию больше 13° . Значение, немного отличающееся от 13° , может также использоваться в качестве порога между LAB и HAB. Третья группа, сети малоугловых границ (LAB) меньше 13° . Эти линии (красные линии) мелкие черточки незамкнутые, но имеющие самую высокую частоту фиксации в сравнении с другими. График распределения разориентации для образца рис. 3.47 показывают сильный пик в граничном режиме с низким углом ($<15^\circ$) и диффузную заселенность пиков в граничном режиме с большим углом ($>15^\circ$).

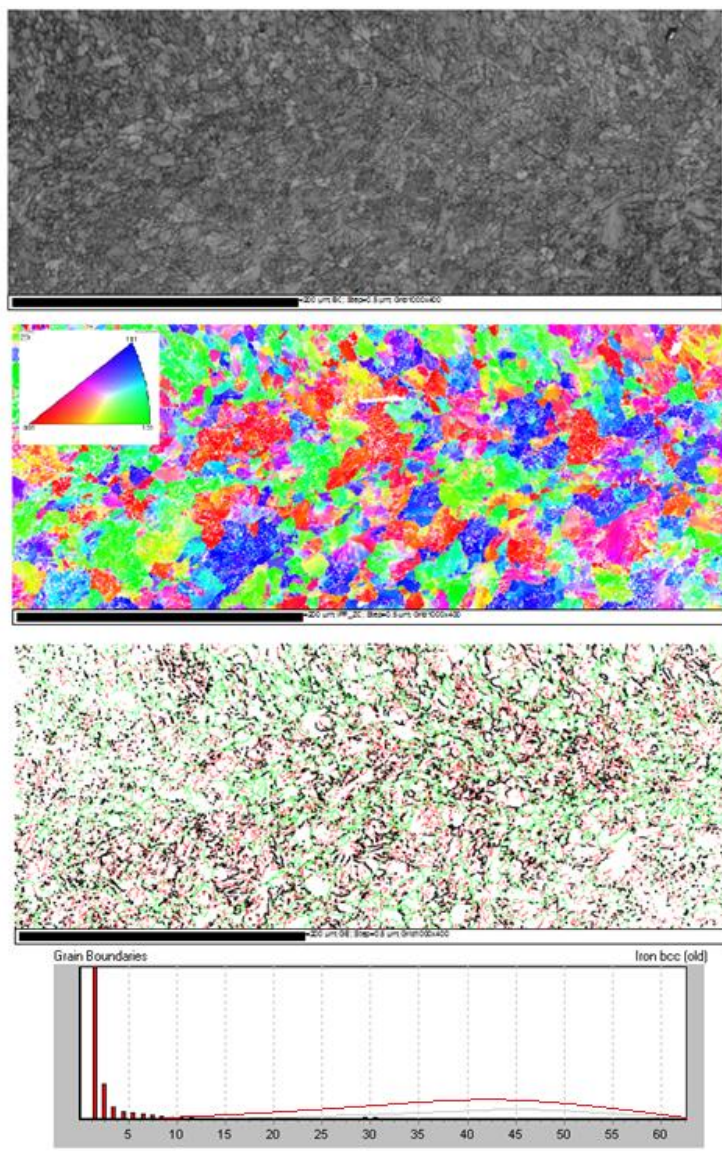


Рисунок 3.47 – Распределение границ зерен по углам раз ориентировок границ зерен

Полученная микроструктура представляет собой деформированные зерна. Средний размер зерна ферритовой матрицы в исследуемом образце составлял 11 ± 1 мкм. Высокая доля малоугловых границ связано с измельчением зеренной структуры за счет действия динамической рекристаллизации. На первый взгляд все границы, видимые на фигуре EBSD, можно также распознать на снимке SEM как разрывы в морфологическом расположении перлита. Тем не менее, более пристальный взгляд привел к нахождению нескольких мест, где интерпретация структуры не была простой. Границы зерна оказывают существенное влияние на

механические свойства, поскольку они препятствуют движению дислокаций. Как следствие, различные ориентации зерен и разрыв плоскостей скольжения от одного зерна к другому приводят к увеличению прочности. Более высокая частота границ низкого угла ($5^\circ < \Theta < 15^\circ$) по сравнению с границами большого угла ($15^\circ < \Theta < 45^\circ$) может быть связана с наличием случайной текстуры в начальном состоянии рельса. Геометрия границ определяется 5 макроскопическими степенями свободы и тремя микроскопическими. Внешние переменные давления и температура влияют на локальное перемещение атомов, а следовательно, определяют структуру границ. С учетом этого низкоугловые границы – состоят из массивов дислокаций, и чья структура и свойства изменяются, как функция разориентации. Структура и свойства высокоугловых границ не зависят от разориентации. В общем виде если рассматривать процесс сварки рельса с позиции неравновесных условий скоростного нагрева с последующей пластической деформацией, то в первом приближении надо понимать, что деформация отдельно взятого зерна в поликристаллическом теле невозможна т.к. кристаллиты отделены друг от друга границами и плоскостями скольжения. Так как весь металл зоны сварки состоит из би-кристаллической структуры монокристаллов ОЦК Fe_α феррита и карбида $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow (\text{Fe}_\alpha + \text{Fe}_3\text{C})$, то практически все движения атомов (скольжением, сдвигом, двойникованием) запускают механизм группового перемещения по границам зерен, эстафетный механизм в соседних зернах. В нашем случае, сварка рельса имеет отличные от других способов термомеханической обработки металлов свои специфические особенности в виде сверх температурной ($1300-1560^\circ\text{C}$) пластической деформации металла. Температурный диапазон, с одной стороны, имеет одну точную количественную характеристику 1560°C , именно при этой температуре плавления начинается осадка рельса. На какую глубину, в плоскости сварного стыка распространяется пластическая деформация и какая температура в конечной точке ее распространения неизвестно. В области по линии сплавления одновременно и высокая температура ($T_{\text{пл}}$) и высокая степень деформации металла, но и самое главное идет процесс кристаллизации (переход из жидкой фазы в твердую). В области, прилегающей к линии сплавления, существуют условия

высокой температуры $<T_{пл}$ и высокая степень пластической деформации. Необходимо отметить, что принято считать контактную сварку оплавлением твердофазным процессом без формирования литой зоны [116-125]. В добавлении к этим неравновесным специфическим условиям добавляется факт, что ранее с металлом рельса уже проводили термомеханическую обработку при его производстве, заключающейся в горячей прокатке и закалке с прокатного нагрева. В связи с этим, кинетика вторичной рекристаллизации (с учетом первичной) и структурообразование на всех уровнях иерархии при очень высокой температуре и пластической деформации никогда ранее не рассматривалась. Вся представленная ниже информация получена впервые, а следовательно описание и объяснения предварительные и требуют более масштабного исследования, что невозможно сделать в рамках данной работы, но которые будут выполнены в ходе дальнейших исследований. Применительно к нашему исследованию особенностей структурообразования используя построенные карты ориентаций и разориентировки границ зерен можно в первом приближении определить глубину пластической деформации при проведении операции осадки на заключительной стадии сварки рельса. Как уже было сказано выше, различные цвета указывают на различные ориентации кристаллов. Уникальный цвет каждой ориентировки зерна и, следовательно, уникальная ориентация наблюдались в каждом зерне (см. рис. 3.47). Отдельные зерна показали различные оттенки цвета т.е. локальное изменение ориентации. Известно, что пластическая деформация вызывает кристаллографическое скольжение и геометрически необходимые дислокации. Накопление накопленных дислокаций вызывает локальное изменение ориентации кристалла [234]. Это говорит о том, что изменения ориентации решетки (разориентация) в кристаллическом зерне могут отражать степени деформации (деформации). Чем больше степень разориентации, тем больше деформация. Линейная зависимость между разориентацией и пластической деформацией, была обнаружена во многих поликристаллических материалах, включая чистое железо [235], аустенитную нержавеющую сталь и никелевый сплав [234, 236]. Тогда разориентация внутри зерна определяется количественно относительно средней

ориентации, измеренной для каждого зерна. Были проведены измерения по оценке распространения пластической деформации в ЗТВ поперек от линии сплавления рис. 3.48.

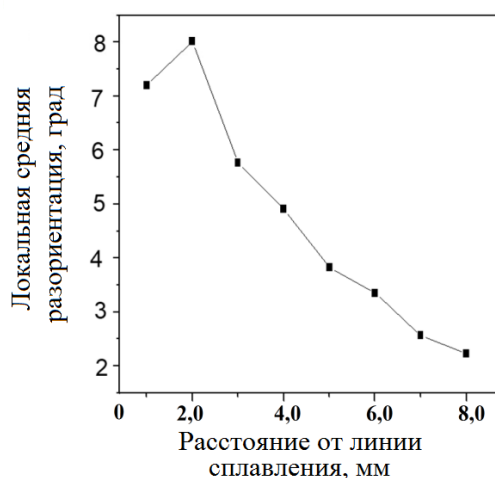


Рисунок 3.48 – Распределение пластической деформации по ЗТВ, определенная по степени разориентации зерна

Средняя локальная разориентация, постепенное изменение вдоль направления ЗТВ и максимальная локальная пластическая деформация расположена не точно на деформированной поверхности (линия сплавления), а непосредственно под поверхностью. Пластически деформированная зона в процессе осадки рельса составляет ~8 мм от линии сплавления. Пиковая деформации распространяется на расстояние ~2 мм от линии сплавления. Важно, понимать, что пластическая деформация рельса приводит к образованию трехмерного градиента микроструктуры, который развивается как в поперечном направлении, так и продольном. По мнению [237] разориентация по субграницам феррита непрерывно увеличивается с увеличением величины деформации, пока субграницы не изменятся на границы с большими углами, что указывает на явление протекание непрерывной динамической рекристаллизация. Анализируя субзеренную картину, возможно, предположить, что субзерна формируются преимущественно близко к начальным границам зерен, а исходные зерна вторгаются в результате формирования малоугловых границ. Различные цвета соседних субзерен указывают на то, что они следуют совершенно другой

микротекстуре по отношению к исходному аустенитному зерну. Это представляется разумным, учитывая доминирующий механизм непрерывной рекристаллизации, при котором ожидается, что ускоренное вращение конкретного субзерна, а также слияние соседних субзерен будут давать ядра. Граничные распределения, которые могут контролировать механические свойства, сильно зависят от кристаллографической ориентации и углов разориентации в отдельных зернах. Анализ литературы показывает, что микроструктуры с высокой плотностью дислокаций и большой долей большеугловых границ склонны к раннему разрушению, в то время как малоугловые границы и специальные границы с хорошей совместимостью с решеткой более устойчивы к критическому напряжению. Сообщалось в отдельных работах, что более высокое число фракций границ высокого угла с разориентацией $> 45^\circ$ повышает вязкость разрушения, из-за образования сильных барьеров от распространения трещин, вызванных разрывами решетки. На рис. 3.49 представлены результаты анализа на расстоянии 4 мм от линии сплавления. Представлена контрастная карта зерновой структуры с нанесенными границами двойников и карта специальных границ. Двойникование, развивается в том случае, если затруднена деформация скольжением (критическое напряжения сдвига при двойниковании выше, чем при скольжении). Это может быть в случае: невыгодной ориентации систем легкого скольжения; высокая скорость деформации; низкая температура деформации; низкая энергия дефектов упаковки; увеличении дисперсности упрочняющей фазы; другие факторы.

Важную роль для зарождения двойникования играет неоднородность напряженного состояния. Известно, что двойники интенсивно зарождаются при действии на кристалл сосредоточенной нагрузки. Двойникование, как и другие виды переориентации, связано с образованием микротрещин и разрушением. При пересечении двойников образуются трещины - так называемые каналы Розе. Они наблюдаются также перед заторможенным двойником в теле зерен или на его границе. Кроме того, хорошо известно явление – хрупкое раскрытие трещины по одной из границ двойниковой прослойки. Границы двойников и их вершины локализуют максимальные величины напряжений. Применительно к нашим

результатам, области большеугловых границ с разориентировкой $50-60^\circ$ характерны для специальных границ $\Sigma 3$ и двойниковых границ с углом разориентировки $60^\circ < 111 \ 111 \rangle$. Наличие данного вида границ, является результатом миграции границ зерен, при росте зародышей рекристаллизации, что и несет за собой формирование двойников в процессе действия прерывистой динамической рекристаллизации. Неоднократно высказывалось мнение, что, по крайней мере часть высокоугловых границ, за счет которых реализуются процессы рекристаллизации, являются специальными границами. Появление специальных границ связано, по всей видимости с аномальными зернами.

На рис. 3.46 показано растущее аномальное зерно, окруженное непоглощенными мелкими отдельными зернами или группой кристаллитов матрицы. Эти кристаллиты имеют с аномально растущим зерном специальные границы $\Sigma 3$. Это свидетельствует о низкой подвижности специальной границы $\Sigma 3$. Более высокая доля специальных границ в ЗТВ рельсового стыка может быть объяснена более сильной текстурой.

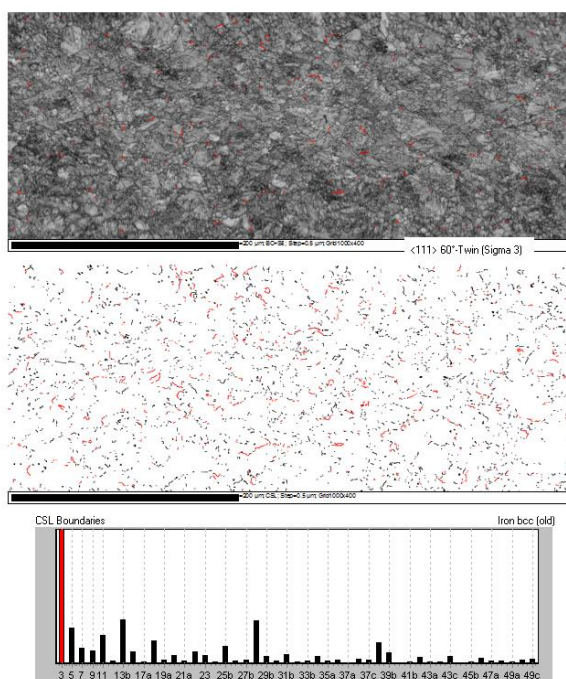


Рисунок 3.49 – Контрастная карта зернёной структуры с нанесенными границами двойников и карта специальных границ с элементами статистики по распределению специальных границ

В работе [238] показано, что образование границ $\Sigma 13$ в кубической базе имеет одно из самых низких значений энергии и поэтому происходит легче. Образование многочисленных границ $\Sigma 13b$ с углом совпадения $67,38^\circ$ может быть объяснено наличием относительно сильной текстуры в плоскости $\langle 111 \rangle$. В работах [239, 249] обнаружено, что специальные разориентации: $\Sigma 9$, $\Sigma 19a$, $\Sigma 27a$, $\Sigma 33a$, по сути, составляют одно «семейство» взаимных ориентировок, которые образуются поворотом вокруг одной и той же оси $[110]$ на близкие углы. Авторы сформулировали гипотезу, согласно которой: *«появление специальных разориентаций при деформации между полосами является закономерным явлением, появляющимся при определенных соотношениях в ориентировках областей кристаллов (при достижении некоторой критической степени деформации). Причем на границе сопряжения полос перераспределение плотности дислокаций происходит таким образом, что возникают области практически точных специальных разориентаций, которые, как энергетически устойчивые объекты, сохраняются при дальнейшей деформации»*. Формирование специальных границ, сохраняет ориентация Госсса образующиеся во время горячей прокатки металла. Сдвиговое действие отвечает за развитие текстуры $\langle 100 \rangle$ в сдвигаемых слоях горячекатанных полос, предотвращая образование текстур сжатия с компонентом $\{111\}$ [241]. Отмечено [242], что зерна с текстурой Госсса окружены большеугловыми границами с разориентацией $30\text{--}60^\circ$, когда дислокации захвачены внутри границ зерен дислокационным движением на малых расстояниях, что приводит к увеличению искажения решетки и концентрации локальных напряжений и, наконец, к раннему разрушению. Появление в металле углеродистых сталей текстур ориентация Госсса $\{001\} \langle 110 \rangle$ неблагоприятна для ударной вязкости и вызывает расслоение и распространение трещин [243]. В работе [244] исследована текстура перлитной стали при трехосном сжатии. Показано формирование более сильных текстур куба и повернутого куба. Очевидно, что во время горячей прокатки рельса ориентация Госсса возникает из-за деформации сдвига вблизи поверхности полосы. Образование областей, имеющих специальные границы в процессе операции осадки при сварке рельса, может служить одной из

возможных причин «сохранения» ребровой ориентировки Госс в переходных полосах между деформационными полосами в сформированных в процессе горячей прокатке рельса при производстве. Наши измерения микротекстуры выявили некоторые довольно крупные зерна Госса без видимой субструктуры. Детальный кристаллографический анализ металла ЗТВ прилегающего к линии сплавления выявил образование (110) [13] по Госсу (110) [001] ориентация кристалла, путем вращения текстур $\{001\}$ и $\{111\} // ND$, вследствие сдвиговых деформаций. Таким образом, наиболее плотно упакованная (110) плоскость ферритовой матрицы формировалась и развивалась путем увеличения плоской деформации сдвига. Возможно, механизм образования связан с тем, что на стадии осадки при сварке, которая начинается сразу после получения расплавленного слоя пластическая деформации кромки проходит при температурах значительно выше диапазон температур рекристаллизации, а аустенит деформированный выше температуры рекристаллизации имеет текстурный компонент преимущественно куб, который при фазовом превращении преобразуется в текстуры: Goss (110) [001], повернутому Goss (110) [110] и повернутая кубическая текстура (001) [110] и (001) [110]. В нашем исследовании высокая интенсивность компонент текстуры Goss (110) [110] по сравнению с повернутым кубом (001) [110] и (001) [110] и вращающийся Госс (110) [110] указывающие на одновременную деформацию и рекристаллизация во время операции осадки. Высокая степень деформация сдвига на стадии осадки также может привести к вращению $\{100\} <100>$ и $\{100\} <110>$ текстуры для формирования текстуры Госса.

В работах [245, 246] по контактно- стыковой сварки было исследовано влияние давления осадки на микроструктуру зоны сварки, эволюцию текстуры и его влияние на ударную вязкость. Было отмечено, что увеличение давления осадки приводит к уменьшению ширины зоны термического влияния, а также размера зерна в результате перекристаллизации. Дифракционные исследования с обратным рассеянием электронов в зоне сварного шва показали, что увеличение осаждающего давления привело к резкому увеличению (110) [001] и (110) $[1\ 1\ \bar{1}0]$ $[[11\bar{0}]$ компонент. Сдвиговая деформация на краях пластины из-за стесненного

потока материала привела к эволюции волокнистого компонента Госса параллельно плоскости разрушения. Наличие компонентов волокна Госса, которые образуются во время сварки в результате операции осадки, сыграло решающую роль в снижении ударной вязкости в зоне сварки по сравнению с исходным материалом. В целом, для объяснения полученных результатов исследования текстур можно предположить, что в металле ЗТВ кристаллографически осуществляется механизм деформации скольжение и двойникование по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям. Это приводит к развитию в деформируемом материале кристаллографической текстуры, а деформация посредством взаимного сдвига зерен по не кристаллографическим межзеренным границам не сопряжена с формированием кристаллографической текстуры и приводит к ослаблению и рассеянию текстуры, существовавшей в материале первоначально. На стадии осадки при сварке в процессе деформации были активно развиты такие не кристаллографические механизмы: сдвиг по границам зерен и динамическая рекристаллизация. При этом нельзя исключить влияние кристаллографического скольжения в целом.

Известно [247], что дислокационные движения на активных системах скольжения ответственны за пластическую деформацию при внешней нагрузке. Согласно закона Шмида, система скольжения активируется, когда ее разрешенное напряжение сдвига достигает критического значения (CRSS). Из равноправных систем направлений и плоскостей скольжения первой начнет действовать система, в которой раньше всего достигнет своего максимального значения компонента внешнего напряжения. На рис. 3.50 показаны карта зеренной структуры с границами и фактором Шмидта.

Карты Шмида показывают, в каком зерне начнется раньше деформация при одноосной нагрузке. В тех областях, где цвет зерна светлый, деформация начнется раньше, чем в более темных зернах. Видно, что материал находится в неоднородном напряженно-деформированном состоянии. Метод ДОЭ (EBSD) позволяет реализовать возможность построения карт распределения микронапряжений на поверхности исследуемого образца рис. 3.51. Повышенная

концентрация микронапряжений сосредоточена в областях с высоким удельным содержанием двониковых границ. Высоко деформированные зерна с высокой внутренней энергией из-за искажений решетки и дислокации скоплений действуют как предпочтительные места для зарождения или распространения микротрещин.

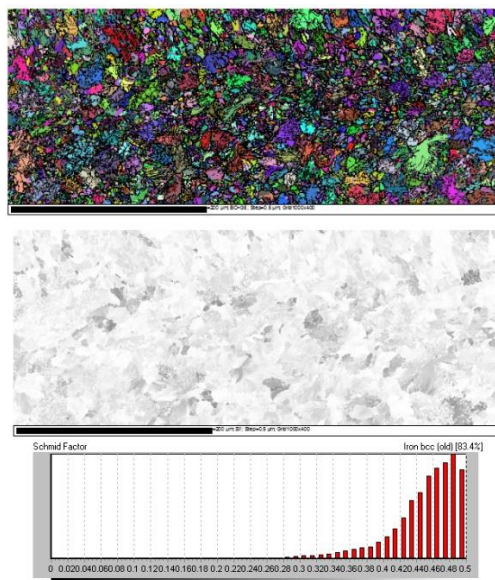


Рисунок 3.50 – Карта фактора Шмидта структуры металла ЗТВ сварного стыка

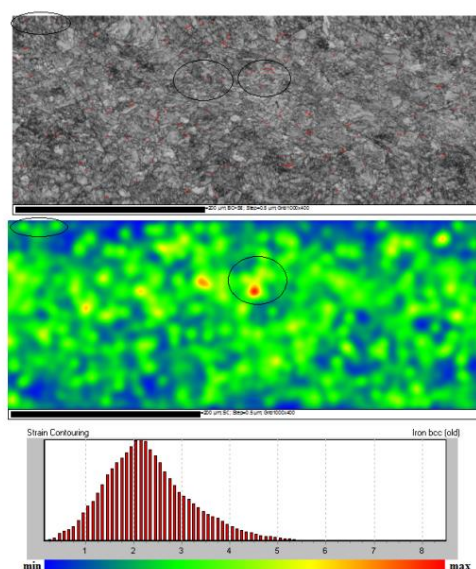


Рисунок 3.51 – Карты распределения микронапряжений по зернам
микроструктуры металла ЗТВ

Однако в поликристаллическом материале, состоящем из многочисленных зерен, деформационная несовместимость между соседними зернами возникает во время пластической деформации из-за неоднородности деформаций решетки,

возникающих в отдельных зернах. Соответственно, в настоящем исследовании поведение деформации анализируется с использованием фактора Тейлора, который удовлетворяет условию совместимости деформации между всеми зернами. Модель Тейлора предполагает, что все отдельные зерна поликристаллического материала подвергаются одинаковой деформации с активацией систем множественного скольжения в каждом зерне (т.е. модель основана на предположении об изодеформации). Кроме того, известно, что модель Тейлора является приемлемой для материалов, демонстрирующих анизотропную пластическую деформацию из-за активации нескольких систем деформации, таких как скольжение дислокации и двойникование деформации. Коэффициент Тейлора поликристаллического материала представляет собой среднее значение факторов Тейлора для отдельных зерен материала, а коэффициент Тейлора выражается, в виде отношения макроскопического напряжения к критическому разрешенному напряжению сдвига (CRSS). Поскольку напряжение течения связано с вязкопластической деформацией, пластическая деформация зерен, неблагоприятно ориентированных на проскальзывание дислокации, затруднена. Когда зерно имеет более высокий коэффициент Тейлора, обычно требуется более высокое напряжение сдвига, чтобы пластически деформировать зерно, потому что фактор Тейлора представляет степень сопротивления пластической деформации поликристаллического материала. Следовательно, зерна с более низким фактором Тейлора деформируются легче, чем зерна с более высоким фактором Тейлора. Фактор Тейлора может предсказать уровень сопротивления деформации в конкретной точке и ориентацию кристалла для определенного напряженного состояния, окруженного соседними кристаллами. Деформация в поликристаллическом материале зависит от многих факторов, таких как распределение ориентации кристаллов, деформационное упрочнение, напряженное состояние и анизотропия. Проскальзывание происходит на определенных кристаллографических плоскостях и определенных кристаллографических направлениях с высокой плотностью упаковки атомов. В структуре ОЦК $\{011\} \langle 11\bar{1} + 012\bar{1} \rangle$ (рассматриваемый как система первичного проскальзывания) использовался при анализе факторов

Тейлора. Согласно теории Тейлора, зерна можно разделить на три группы, в зависимости от минимальной энергии скольжения. Во-первых, зерна с низким коэффициентом Тейлора, которые уже выровнены в системы скольжения (т.е. плоскости и направления), требуют минимальных затрат энергии на пластическую деформацию (коэффициент Тейлора <1 , синие и светло-зеленые зерна). Второе — это зерна с умеренным фактором Тейлора, которые могут скользить с соответствующим вращением ($1 < \text{фактор Тейлора} < 3$, темно-зеленые и желтые зерна). И, наконец, высокий фактор Тейлора или твердые зерна, которые не способны вращаться и отвечать соответствующим системам скольжения, очень склонны к образованию трещин ($3 < \text{фактор Тейлора}$, красные зерна).

На рис. 3.52 совмещены две диаграммы фактор рекристаллизации и фактор Тейлора. Результаты показали, что низкий и промежуточный факторы Тейлора принадлежали (см. рис. 3.52) структурам в зоне сорбитизации, в то время как высокий уровень фактора Тейлора (около 55 %) в областях неполного расплавления и перегрева т.е. указывает те области, которые подверженные разрушению. Следовательно, отсутствие достаточного количества систем скольжения ограничивало перемещения дислокаций, что приводило к увеличению концентрации локальных напряжений за счет накопления дислокаций. Концентрация локальных напряжений вокруг трещины и кристаллических дефектов способствует формированию асимметричной решеточной дисклинации и усиливает кристаллографические дефекты и искажение решетки. Оценка фактора Тейлора является полезным методом для прогнозирования устойчивости отдельных зерен к деформации на основе систем активированного скольжения и соседних зерен. Высокая доля зерен с высоким коэффициентом Тейлора указывает на их трудности при деформации. Таким образом, сильно деформированные зерна повышают вероятность возникновения микротрещин или способствуют распространению трещин. При циклической деформации из-за прохождения поезда рассогласование решетки в различной кристаллической структуре от одного зерна к другому препятствует движениям дислокации; следовательно, скопления дислокации создаются на случайных границах с высоким зерном.

Указанные явления, помимо дислокационного размножения и дислокационных взаимодействий на полосах скольжения, усиливают распространение межзеренной трещины в материале. Поскольку дальнейшая циклическая деформация усилила искажение решетки от границ внутрь зерен, может произойти распространение трансгранулярной трещины. Тенденция влияния граничных препятствий на случайных границах приводит к зарождению межзерновой усталостной трещины из-за высоких концентраций напряжений в ЗТВ.

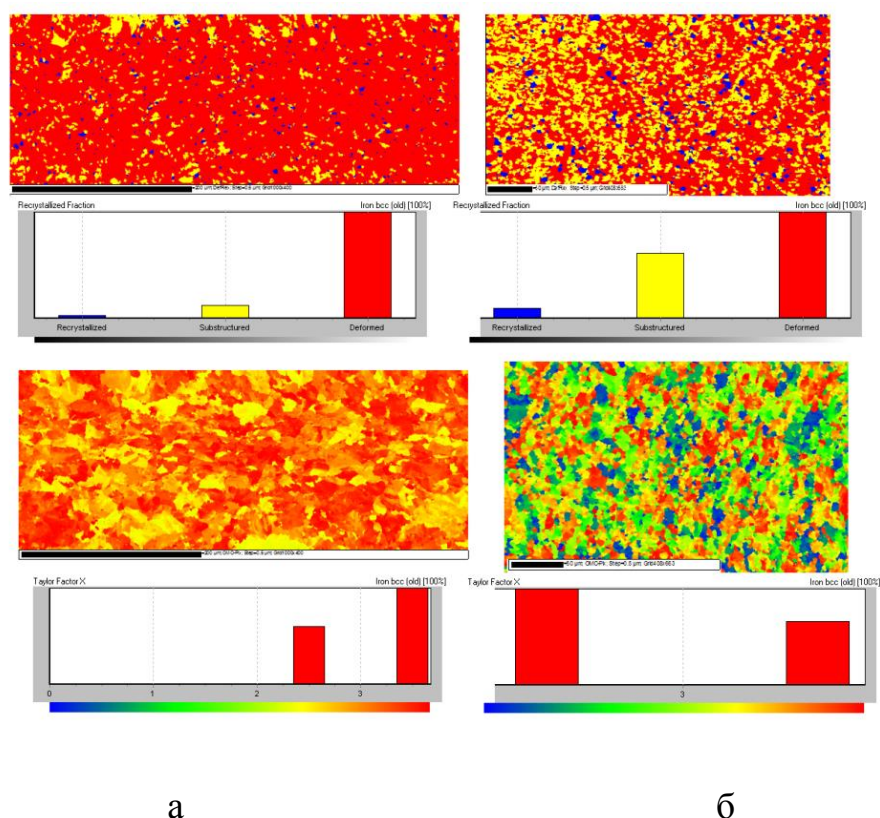


Рисунок 3.52 – Фактор Тейлора в зоне неполного расплавления и в зоне сорбитизации (верхний рисунок фактор рекристаллизации, нижний фактор Тейлора)

Распространение межзеренной трещины происходит в зернах с высоким фактором Тейлора, тогда как распространение трансгранулярной трещины характеризуется на границах зерен с высоким рассогласованием фактора Тейлора из-за образования полос сдвига и искажений решетки. Кроме того, сочетание большой доли случайных границ, связанных с доминантными плоскостями $\{110\}$, параллельными направлению прохода поезда, сопровождаемое высоким уровнем

значений коэффициента Тейлора (сильно деформированные зерна), может усилить зарождение и распространение усталостных трещин. Зерна с высоким фактором Тейлора и средней разориентацией ядра очень склонны к зарождению и распространению трещин из-за несовместимости решеток и сильно искаженных зерен с высоким запасом энергии. Для дальнейших уточняющих исследований, чтобы прояснить взаимосвязь ориентации и морфологии кристаллических зерен со степенью повреждения контакта при качении, необходимо применять EBSD, используя его способность анализировать кристаллографическую ориентацию и морфологию кристаллических зерен в поверхностный слой одновременно.

3.5 Обсуждение полученных результатов

Результаты оптической микроскопии позволяют изучать структуру доэвтектоидного феррита, образующегося в зоне линии сплавления. Однако, кроме визуализации сам метод не дает количественной оценке по внутрзеренной структуре феррита. Тонкопластинчатый перлит, формирующийся в ЗТВ металла рельсового стыка, невозможно оценить с позиции морфологических особенностей. Таким образом, метод оптической микроскопии не подходит для исследования и контроля вопросов структурообразования современных рельсовых сталей, как на стадии производства, так и на стадии сварки. Методы электронной, атомно-силовой микроскопии позволяют различать морфологические особенности тонкопластинчатого перлита в ЗТВ сварного стыка, а следовательно дают качественную и количественную информацию по оценке влияния различных технологических параметров как при производстве рельса, так и при его дальнейшей сварке. Дифракционный анализ методом обратного рассеяния электронов (EBSD) впервые зафиксированы новые качественные и количественные данные о структуре перлита в ЗТВ металла сварного стыка. Рельсовые стыки, подаваемые под сварку, имеют удлиненные зерна в основном металле и распределяются вдоль направления прокатки перед сваркой, как показано на рис. 3.53. В процессе начального этапа сварки происходит испарения окисных пленок на торцах рельсов. Далее при прохождении электрического тока

через металл, выпуклости и неровности на прилегающих поверхностях начинают плавиться, и частицы расплавленного металла выбрасываются в виде искр.

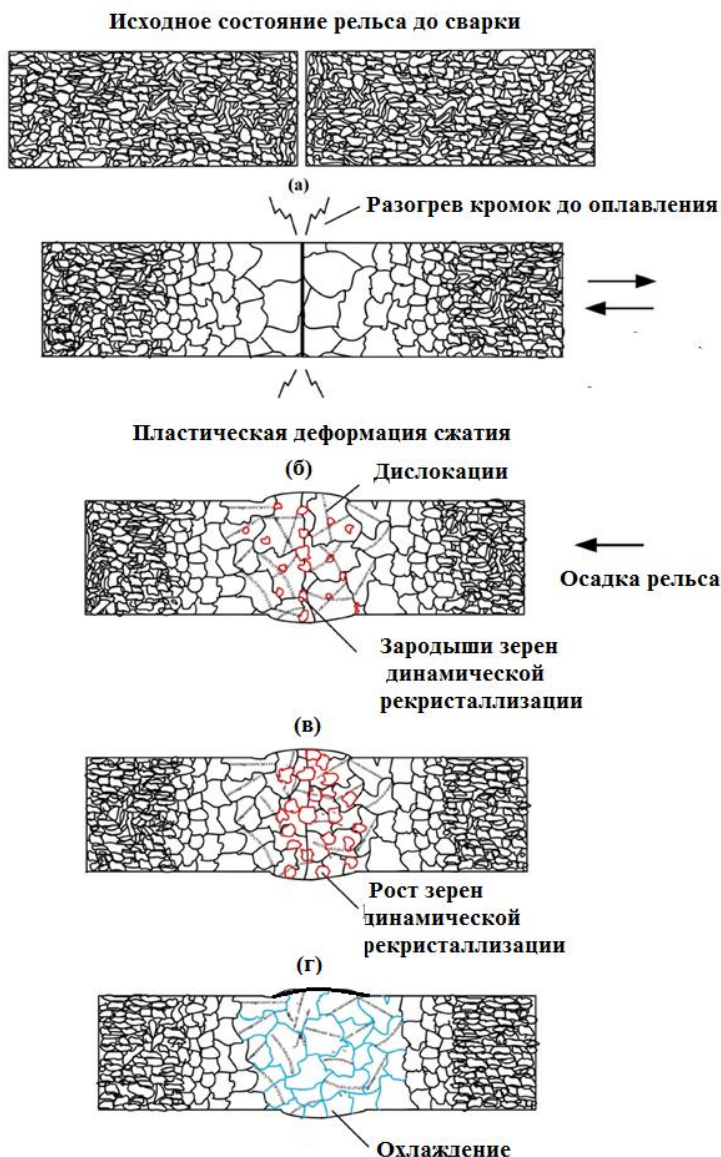


Рисунок 3.53 – Процесс эволюции микроструктур в рельсовом стыке во время контактной сварки оплавлением

С повышением температуры сварных поверхностей рельса подвижный зажим продвигался с ускоренной скоростью, и образуется некоторая глубина слоя жидкого металла на контактирующих поверхностях. В этой стадии аустенитные зерна выросли до крупных размеров из-за большого количества подводимого тепла и высокой температуры рис. 3.53, а. Процесс осадки начинается после завершения процесса расплавления кромок и к соединению прикладывалось достаточное усилие осадки, чтобы закрыть зазор между соприкасающимися поверхностями и

вытеснить жидкий металл, а также оксидные включения. Определенное количество пластической деформации в сварном стыке, запустила динамическую рекристаллизацию и рекристаллизацию с целью сформировать прочное соединение. Явление динамическая рекристаллизация было вызван высокой температурой и большой скоростью приложенной деформации во время осадки концов рельсов и ядра зерен динамической рекристаллизации сформировались в местах, таких как границы зерен с высокой деформацией и преимущественно границы субзерен рис. 3.53, б.

В тоже время вновь зародыше-образованные зерна могли расти только до ограниченных размеров, по причине подструктуры из запутанных дислокаций, образованных внутри деформированных зерен под действием осаждающей силы, показанных на рис. 3.53, в. Процесс рекристаллизации происходит при завершении действия осаждающей деформации, зерна с границами большого угла, образовавшиеся в процессе динамической рекристаллизации, продолжали расти за счет перемещения границ зерен. Новые зерна увеличивались в размерах рис. 3.53, г. В процессе охлаждения рекристаллизованные зерна аустенита в зоне сопряжения сварного шва превращаются в ферритовые и перлитные зерна. Разно зернистость в ЗТВ образуются из-за различного термического цикла сварки. Дифракционный анализ методом обратного рассеяния электронов (EBSD) впервые позволил описать микроструктуру с позиции микро и мезоуровней иерархии структурообразования в сварном стыке рельса. Микроструктура в области линия оплавления состоит из тонких равноосных зерен с довольно случайным распределением из-за динамической рекристаллизации во время сварки. Далее идет зона с подобной микроструктурой, обозначенной как полностью рекристаллизованная зона. Каждая из двух зон определяется как зона мелкозернистых частиц и имеет размер ~ 2 мм. Доля малоугловых границ ($2^\circ < \theta < 15^\circ$) увеличивается, а затем уменьшается; пиковое значение кривой находится в области 4-6 мм от линии сплавления, это подтверждает возникновение полной рекристаллизации. Крупные зерна состоят из десятков субзерен, что является результатом динамического восстановления с перестройкой дислокаций и

образованием малоугловых границ. На расстоянии $\sim 10-14$ мм от линии сплавления рекристаллизация локализована на границах крупных зерен; таким образом, эта зона определяется как частично рекристаллизованная зона. Небольшое количество крупных зерен (размером ~ 20 мкм) внедрено в мелкие зерна. Другими микроструктурными особенностями являются различия в размерах и плотности двойников и специальных границ в этих зонах.

В целом используя нашу исследовательскую гипотезу о том, что к материалу рельсового стыка необходимо относиться, как к новому неизвестному материалу, который по своему химическому составу соотносится с рельсом, а по структуре различается. Отношение структура - свойство нового материала в ЗТВ рельсового стыка характеризуется сильной неоднородностью. С учетом представленных выше результатов исследований особенностей структуры необходимо выработать критерии оценки качества металла в ЗТВ стыка. Например: текстурный параметр качества (микро ориентация зерен по плоскости скольжения); микроструктурный параметр качества (морфология пластин, межпластинчатое расстояние, размер перлитных блоков и колоний, размер аустенитного зерна, размер сфероидизированных частиц цементита, отношение пластинчатой и сфероидизированной формы перлита, количество доэвтектоидного феррита в области сплавления); мезоструктурный параметр качества (отношение малоугловых и большеугловых границ зерен, фактор Шмидта и Тейлора и т.д.). В качестве первого шага предлагаются критерии характерного размера X микроструктуры металла в ЗТВ стыка. Было выбрано отношение межпластинчатого расстояния исходной структуры перлита основного металла и в зоне термического влияния. За единицу принято среднее значение межпластинчатого расстояния исходной структуры перлита в головке рельса для стали К76Ф на глубине 5мм т.е. $l=132\text{нм}$.

Микроструктурный параметр качества (**МПК**) равный: $0,75-0,91 < 1$ – соответствует хорошему качеству микроструктуры рельсового стыка ($\lambda=145-185\text{нм}$), сокращено – МПК_1 ; уменьшение МПК до $0,66-0,75 < 1$ – среднее качество микроструктуры ($\lambda=185-200\text{нм}$) – МПК_2 ; МПК в диапазоне $0,47- 0,66 < 1$ –

рассматривается как низкое качество микроструктуры ($\lambda=200-280\text{нм}$) – МПК₃. Распределение прочности и коэффициента деформационного упрочнения в ЗТВ было получено с помощью метода корреляции характерных размеров микроструктуры. Было обнаружено хорошее согласие для коррелированной прочности и экспериментальных результатов, что дало нам уверенность в практическом применении.

Представленные выше результаты экспериментальных исследований особенностей структурообразования перлита в ЗТВ позволили сформулировать положения научной новизны:

1. Исследование металла в зоне термического влияния рельсового стыка, полученного при помощи контактной сварки с оплавлением, впервые выполнено путём многоуровневого подхода (на микро-, мезо- и макромасштабном уровне) несколькими взаимодополняющими методами. Установлены особенности морфологии структуры перлитной рельсовой стали (прямолинейная форма пластин, прерывистая с разрывами и изогнутыми пластинами цементита в области линии сплавления). Найдено, что межпластинчатое расстояние, являющееся важным морфологическим признаком структуры перлита, меняется от 90 до 167 нм в пределах перлитной колонии и имеет отличия в продольном и поперечном направлениях. С ростом температуры аустенизации при сварке и последующем охлаждении межпластинчатое расстояние в перлите изменяется по ширине ЗТВ, что ответственно за неоднородность твердости и предела текучести металла в ЗТВ. Поскольку они связаны со средним межпластинчатым расстоянием в виде функции – $\lambda^{-1/2}$. В области линии сплавления средний размер зерна аустенита составляет 254 мкм и далее по мере удаления от нее снижается до 65,3 мкм на расстоянии 5 мм, 18,1 мкм – 10 мм.

2. Установлено, что в процессе контактной сварки оплавлением металла возникает существенная неоднородность структуры и текстуры на микро- и мезомасштабном уровне по всему локальному объёму рельсового стыка. Вблизи линии сплавления вследствие уменьшения размера зерна доля большеугловых границ зерен составляет 0,40-0,50 и увеличивается до значения $\sim 0,72$ на границе

раздела частичной сфероидизации перлита. Увеличение доли малоугловых границ зерен до $0,6 \pm 0,02$ в области линии сплавления, связывается с накоплением дислокаций вследствие пластической деформации при осадке рельсов в процессе сварки в месте контактного соединения.

3. Показано, что при испытании на ударную вязкость величина фасетки излома уменьшается с уменьшением размера аустенитного зерна перлитного блока, при незначительном изменении размера перлитной колонии. В большинстве случаев трещины с ветвлением распространяются по нескольким смежным перлитным колониям и меняют направление на границе блока. Доминирующей субструктурой, влияющей на ударную вязкость рельсовых сталей, является перлитный блок, определяемый как область, окруженная высокоугловыми $\Theta < 15^\circ$ границами феррита.

3.6 Выводы

1. В области этой линии сплавления сварного стыка, микроструктура состоит из перлита и доэвтектоидного феррита. Зерна феррита локализованы на границах перлитных колоний, что указывает на локальное обезуглероживание, происходящее в процессе сварки. Зона сварного шва по линии сплавления составляет ~ 200 мкм и состоит в основном из многоугольного феррита, вырожденного перлита.

2. Проведенные металлографические исследования структуры в зоне термического влияния позволили обнаружить доэвтектоидный феррит в области линии сплавления, вырожденный перлит. Оптическая микроскопия не позволяет оценить степень дисперсности перлита по причине низкого разрешения микроскопа.

3. Использование электронной микроскопии показало, что в области линии сплавления структура перлита, образованная колониями четко определенного и более грубого перлита, чем основного металла. Морфологическое разнообразие цементита в области линии сплавления является следствием различных вариантов контактирования пластин по причине, обезуглероживания в

процессе сварки и сниженным содержанием углерода в локальных участках аустенита, из которого возникали колонии, граничащие со свободным ферритом. Заметно присутствие включений сульфида марганца. Эти включения имеют удлиненную морфологию, выровненную по направлению прокатки рельса. По форме, цвету и характеру их расположения включения в целом можно разделить на несколько групп: 1) мелкие включения темного цвета, непрозрачные, равноосной формы, расположенные случайным образом, предположительно оксиды; 2) включения темного цвета, непрозрачные, вытянутой формы, расположенные вдоль волокон деформированного металла, предположительно сульфиды; 3) наиболее крупные, неправильной формы, окрашенные, предположительно силикаты, встречаются в единичных случаях в средней части шлифа.

4. Перлитная структура по морфологическим признакам характеризуется перлитными колониями с искривленными, разорванными (по длине) пластинами цементита. Межпластинчатое расстояние колеблется в интервале от 0,13 до 0,18 мкм, большинство колоний имеют межпластинчатое расстояние ~0,24-0,300 мкм.

5. Морфологический признак структуры перлита- межпластинчатое расстояние показывает существенное различие от 90 нм до 0,167 мкм в пределах перлитной колонии. Анализ межпластинчатых расстояний выявил тонкую разницу между продольной и поперечной ориентациями. Для обеих перлитных сталей разных производителей межпластинчатое расстояние несколько выше в продольном направлении, что показывает, рекристаллизация и рост в процессе прокатки оказывают некоторое влияние на микроструктурные аспекты, и они, в свою очередь, влияют на механические свойства, например твердости.

6. Размер зерна аустенита в области линии сплавления составляет 254 мкм и далее по мере удаления от нее снижается до 65,3 мкм (расстояние 5 мм), 18,1 мкм (расстояние 10 мм). Результаты эксперимента показывают, что чем выше температура аустенизации, тем больше зерно аустенита, а размер перлитной колонии практически остается неизменным. На гистограмме только в области нагрева 1200-1300 °С, размеры колонии перлита могут достигать 15-25 мкм. Что скорее всего связано с ростом зерна аустенита в процессе нагрева. Перлитный

блоки имеют тенденцию к росту в диапазоне температур аустенизации 1200-1300 °С. В диапазоне температур аустенизации 880-110 °С размеры перлитной колонии и блоков изменяются незначительно.

7. ЗТВ состоит из трех областей: первая область роста зерен с более крупным размером перлитного блока в диапазоне 50-100 мкм, но меньшим межпластинчатым расстоянием $\sim \lambda = 0,110-130$ мкм, что должно приводить к повышению микротвердости. Части, металла по линии сплавления имеют более высокую пластическую деформацию и при высокой температуре близкой к $T_{пл}$ по сравнению с другими частями зоны сварки. Поэтому эти области имеют грубые перекристаллизованные зерна. Вторая область, очищенная от зерен, с меньшими перлитными колониями и блоками, формирующихся из рекристаллизованного аустенита, но большим межпластинчатым расстоянием от перлита до λ (0,220 мкм). Третья область частичной трансформации с частичной сфероидизацией цементита в перлите.

8. Расчетные значения предела текучести, с одной стороны, имеют классическую зависимость от межпластинчатого расстояния $(\lambda)^{-1/2}$ в области, прилегающей к линии сплавления, с высокой крутизной подъёма количественных значений. В дальнейшем установлено не классическое распределение предела текучести от $(\lambda)^{-1/2}$. Расчетное значение предела текучести снижается по длине ЗТВ в диапазоне от 4 до 18 мм от линии сплавления. Высокие прочностные свойства металла сварного шва обеспечиваются структурой перлита на не большой площади (10 % от всей площади ЗТВ) от линии сплавления.

9. Топографические изображения, полученные с помощью АСМ в различных областях шва, показывают, что в область роста зерен ЗТВ значительно меньшее межпластинчатое расстояние, чем в области рафинирования зерен, со средними значениями 0,12-0,014 мкм и 0,17-0,20 мкм соответственно. В область частичной аустенизации появляется новая модификация морфологии перлита, с частичной сфероидизацией цементита.

10. Установлено, влияние соотношения между размером колоний перлита $d_{\text{п}}$ и толщиной цементитных пластин $t_{\text{ц}}$ на напряжение разрушения металла ЗТВ сварного стыка.

11. Установлено, что в структуре металла рельса, имеется слабое указание на сдвиговую текстуру вблизи области поверхности ориентация Госсса $\{011\} \langle 100 \rangle$.

12. Методом EBSD показано, что металл ЗТВ характеризуется, как разнотернистый с неоднородно распределёнными ориентировками. Из-за напряженности кристаллической решетки есть различия в контрасте. По границам зерен он выше, а по телу зерна ниже.

13. Построения карт границ EBSD показал, что границы могут быть субъективно разделены на несколько групп. Первая группа состояла из сети высокоугловых границ (НАВс разориентацией не менее 30° . Большинство этих границ образовали замкнутые петли. Вторая группа, присутствующая внутри петель, созданных НАВ, состояла из сети малоугловых границ (LAB), охватывающих разориентации от 13° , либо были прерваны - завершены без формирования замкнутого цикла - либо создали замкнутые циклы. Спорадически эти петли могут также содержать сегменты, демонстрирующие разориентацию больше 13° . Значение, немного отличающееся от 13° , может также использоваться в качестве порога между LAB и НАВ. Третья группа, сети малоугловых границ (LAB) меньше 13° . Эти границы незамкнутые, но имеющие самую высокую частоту фиксации в сравнении с другими.

14. Полученная микроструктура в ЗТВ по линии сплавления представляет собой деформированные зерна. Средний размер зерна ферритовой матрицы в исследуемом образце составлял 11 ± 1 мкм. Высокая доля малоугловых границ связано с измельчением зеренной структуры за счет действия динамической рекристаллизации.

15. Показано, что средняя локальная разориентация, постепенное изменение вдоль направления ЗТВ и максимальная локальная пластическая деформация расположена не точно на деформированной поверхности (линия сплавления), а непосредственно под поверхностью. Пластически деформированная

зона в процессе осадки рельса составляет ~8 мм от линии сплавления. Пиковая деформации формируется на глубине ~2мм.

16. Образование областей, имеющих специальные границы в процессе операции осадки при сварке рельса, может служить одной из возможных причин «сохранения» ребровой ориентировки Госсса в переходных полосах между деформационными полосами в сформированных в процессе горячей прокатке рельса при производстве. Детальный кристаллографический анализ металла ЗТВ прилегающего к линии сплавления выявил образование (110) [13] по Госссу (110) [001] ориентация кристалла, путем вращения текстур {001} и {111} // ND, вследствие сдвиговых деформаций.

17. Коэффициент Тейлора металла в ЗТВ представляет собой среднее значение факторов Тейлора для отдельных зерен материала, а коэффициент Тейлора выражается, в виде отношения макроскопического напряжения к критическому разрешенному напряжению сдвига (CRSS) Результаты показали, что низкий и промежуточный факторы Тейлора принадлежали структурам в зоне сорбитизации, в то время как высокий уровень фактора Тейлора (около 55 %) в областях неполного расплавления и перегрева т.е. указывает те области, которые подверженные разрушению.

4 ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА СТРУКТУРЫ ЗТВ СВАРНОГО СТЫКА И РАЗРАБОТКА ПРАКТИЧЕСКИХ РЕКОМЕНДАЦИЙ ПО ПОВЫШЕНИЮ КАЧЕСТВА

Механические свойства и повреждение рельсовых сталей напрямую зависят от их микроструктуры, что дает нам возможность рекомендовать выявленные особенности структурообразования к производству сталей, их последующей сварки с лучшими механическими свойствами с учетом оптимизации их микроструктуры. Реакция материала на силы, действующие в зоне контакта между рельсом и колесом, имеет решающее значение. Из-за этих сил рельсы (и колеса) будут деформированы, а их свойства со временем изменятся. Механические свойства, такие как предел текучести и предел прочности, равномерное удлинение, вязкость разрушения, твердость, ударная вязкость и параметры роста трещин, дают ценную информацию о том, как материалы взаимодействуют и разрушаются при этих внешних нагрузках. Механические свойства различных перлитных рельсовых сталей в зависимости от их микроструктуры исследовано в многочисленных работах [9, 11, 12, 15, 16, 19, 20, 30, 31, 44]. Механические свойства различных перлитных рельсовых сталей после сварки исследованы в работах [17, 70, 106-113, 116-146]. Общим для всех этих работ, является констатирование факта, что усталостное разрушение, является основным способом разрушения железнодорожных рельсов в течение срока их службы, сварочные стыки часто являются наиболее слабыми частями, и их качество напрямую влияет, на усталостные характеристики и срок службы рельсов в целом. Что касается усталостных условий качения, исследователи, как правило, исследовали усталостную долговечность (RCF) и типы дефектов головки рельса. Тем не менее, материал рельса показывает разные характеристики для головки рельса, полотна и основания, так как он имеет различную площадь поперечного сечения для каждой из этих секций.

В работах показано [161, 189, 190], что трещина RCF в зонах термического влияния сварных швов, как правило, распространяется глубже, чем в основном

металле рельса. Интенсивный износ металла происходит в зоне сварного стыка со структурой сфероидизированного перлита. В добавлении к этому известному факту есть еще одна особенность, которая заключается в том, что микроструктура в зонах термического влияния имеет различную степень сфероидизации цементита, которая может изменить поведение циклической деформации по сравнению с таковой для перлитных микроструктур, например, путем ограничения способности к упрочнению при обработке микроструктуры. Как и в случае поверхностных трещин, возникающих в результате усталости при контакте качения в зоне сварного стыка со сфероидизированным перлитом, разветвление или излом трещины вниз могут привести к разрушению всего рельса и опасности схода с рельсов рис. 4.1.

Можно выделить два основных типа трещин [249] рис. 4.2:

(1) прямой или поперечный разрыв либо по центральной линии сварного шва, либо по краю сварного шва;

(2) горизонтальное расщепление, где трещина распространяется почти параллельно поверхности рельса, а затем представляет поперечные ветви после разветвления или изгиба.

Анализ многочисленных работ показывает, что для интенсивного движения эти особенности были общими как для термитных, так и для стыковых сварных швов.



Рисунок 4.1 – Положение трещины рельса в ЗТВ стыка и форма распространения трещины по всему сечению [248]

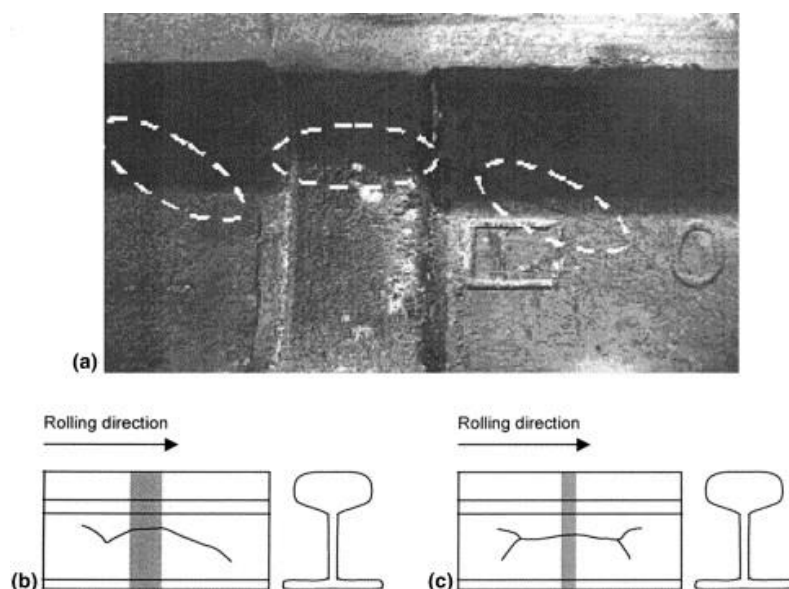


Рисунок 4.2 – Трещина с двойным перегибом (а, б) и трещины с ветвлением (с)

На основании имеющейся в открытых источниках информации по взаимосвязи структуры металла перлитных рельсов с механическими свойствами, и результатами исследований микроструктуры металла в ЗТВ, представленного в главе 3, проведем оценку механических свойств.

4.1 Испытания на одноосное растяжение

При выполнении стандартных испытаний на растяжение микромеханизмы разрушения контролируются физическими процессами, происходящими в тех колониях, содержащих перлитные пластинки, параллельные оси растяжения, где деформация происходит в узких полосах локально интенсивных сдвиговых напряжений. Образцы были обработаны из головки рельсового стыка (см. главу 2) с продольным направлением, параллельным направлению прокатки. Таким образом, плоскость полного разрушения была перпендикулярна направлению прокатки в каждом испытании. Образцам были присвоены номера 1 (сварной стык), 2,39 основной металл). Результаты испытаний на растяжение ГОСТ 1497-84 представлены в табл. 4.1. Нормативные значения показателей взяты из п. 5.8 ГОСТ Р 51685-2013 для рельса категории ДТ350.

По таким показателям как временное сопротивление есть небольшое снижение, и предел текучести, наоборот демонстрирует незначительное

увеличение, существенная разница зафиксирована в относительном сужении. Металл ЗТВ, сочетает в себе высокую прочность и умеренную пластичность.

Таблица 4.1 – Результаты испытания на одноосное растяжение

Номер образца	Результаты испытаний по требованиям ГОСТ 51685-2013							
	Временное сопротивление, Н/мм ²		Предел текучести, Н/мм ²		Относительное удлинение, %		Относительное сужение, %	
	ГОСТ	Факт	ГОСТ	Факт	ГОСТ	Факт	ГОСТ	Факт
1 сварной стык. голова рельса	1180	1060	800	840	9	12	25	54
2 основной металл	1180	1260	800	840	9	12	25	36
3 основной металл	1180	1270	800	840	9	14	25	34

Дополнительно были проведены испытания на растяжения образцов ЗТВ, вырезанных из головки, шейки и подошвы. Максимальная прочность и деформации разрушения наблюдались в подошве рельса в условиях испытаний на растяжения. Полученная прочность на растяжение уменьшалась на шейке рельса, а самая низкая прочность наблюдалась в головке рельса. На основании графиков нагрузки-смещения после стандартных испытаний на растяжение получена истинная кривая напряжения-деформации $\sigma - \varepsilon$. Инженерная диаграмма напряжения-деформации сварного стыка рельса представлена на рис. 4.3. Все исходные кривые на инженерной диаграмме растяжения-растяжения практически одинаковы, но у образца подошвы немного выше, чем у других. Необходимо учитывать, что в перлитных микроструктурах предел текучести связан с критическим напряжением, необходимым для сдвига дислокаций в феррите между двумя непроницаемыми стенками цементита, таким образом, что границы раздела между ферритом и цементитом действуют как барьеры для движения дислокаций. Такое критическое напряжение возрастает с утончением перлитной микроструктуры, т.е. с уменьшением межпластинчатого расстояния в структуре перлита приводит к увеличению сопротивления скольжению и отношения типа Холла – Петча.

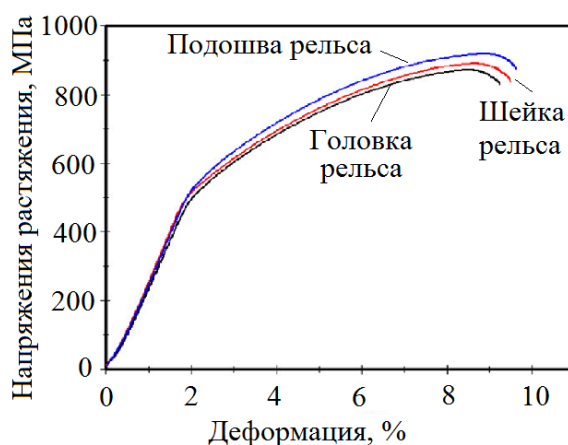


Рисунок 4.3 – Диаграмма напряжение-деформация головки рельса, шейки и подошвы

Что касается повышение прочности основного металла, в дополнение к важной роли межпластинчатого расстояния, другие факторы также могут влиять, в том числе размер перлитной колонии или наличие сверхравновесного содержания углерода в α -фазе (твердорастворное упрочнение) и значительная дефектность карбидной составляющей. Анализ поверхности разрушения образцов на растяжение показал, что для образца №1 - металл сварного стыка) характерно вязкое разрушение, по механизму слияния микропор. Образец разрушился не по центру, а со смещением к краю. Таким образом, зона сплавления сварного стыка не является критическим фактором. Разрушение произошло в области сфероидизированного перлита. Во время вязкого разрушения происходит обширная пластическая деформация, которая приводит к образованию шейки. Шейка сопровождается образованием пустот и слиянием этих пустот с образованием трещин. Эти трещины распространяются в материале, и разрушение приводит к разрушению поверхности в форме чашки и конуса рис. 4.4 (образец под № 1). Поверхности разрушения кажутся тусклыми и волокнистыми. На рис. 4.4 нижний ряд показана характеристика резких деформаций пластического разрушения и слияния микропустот, связанная с поглощением значительной энергии и высокой вязкостью.

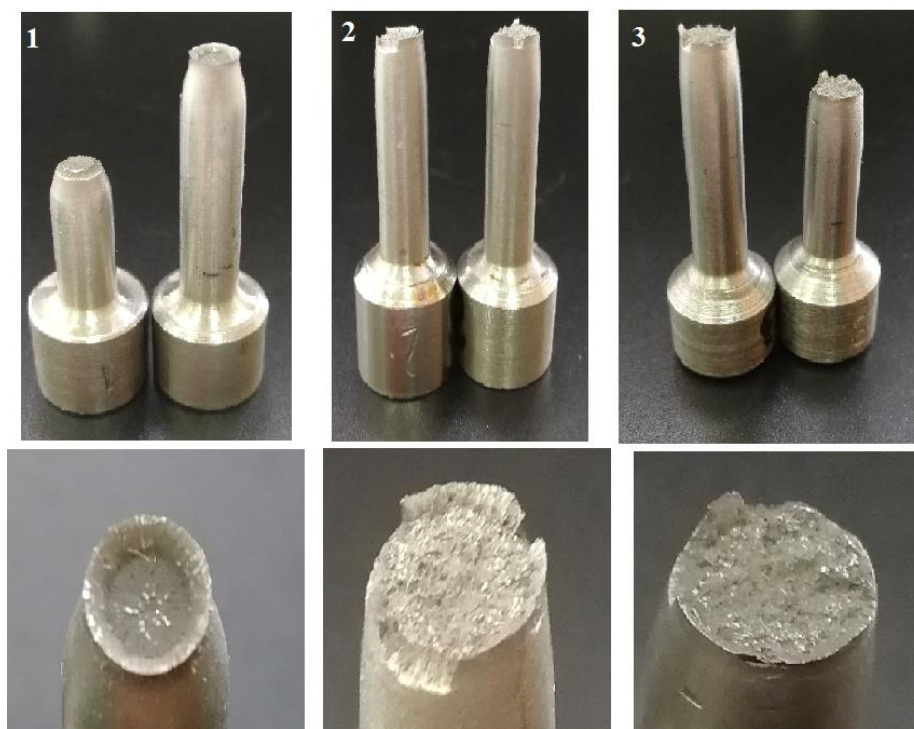


Рисунок 4.4 – Внешний вид образцов после испытаний на одноосное растяжение

Источником такого механизма разрушения является внутренняя зона (в центре образца зона) начального процесса разрушения. Вторая зона образуется, когда деформация увеличивается при испытании с помощью нестабильной зоны распространения, которая продвигается в радиальном направлении к периферии образца и заканчивается на внешнем кольце в форме пластичного сдвигового выступа, ориентированного на 45° от радиального направления образца. Феномен разрушения «чашечка – конус» сварного образца объясняется следующим образом. Деформация и разрушение круглого стержня во время стандартного испытания на растяжение проходит через различные фазы. До максимума нагрузки деформация является равномерной, то есть каждый объем материала деформируется одинаково, а напряженное состояние одноосное. После достижения максимума нагрузки, деформация локализуется в узкой области, где происходит образование шейки. Пластическая деформация все еще доминирует в этой области. Незадолго до внезапного падения нагрузки, повреждение увеличивается и локализуется в центре образца. Когда нагрузка падает, трещина начинается от центра и продвигается нормально к плоскости нагрузки в направлении поверхности образца. После

некоторого расширения трещина отклоняется в направлении 45° . В образцах под № 2, 3 наблюдается смешанный режим разрушения, когда хрупкое разрушение происходит с ограниченной пластической деформацией. Трещины быстро распространяются, и их направление перпендикулярно приложенной нагрузке, оставляя поверхность разрушения, равную поперечному сечению образца. Микропоры в пластинчатом перлите по № 2, 3 могут зарождаться, согласно предложенной Миллером и Смитом модели [250] в результате растрескивания цементитных пластин под действием внешнего нагружения. Между фасетками внутризеренного скола встречаются перемычки вязкого разрушения. Размер фасеток скола соответствует, как правило, размеру перлитных колоний. Относительно результатов по образцу под № 2, 3 можно сказать следующее. Механические свойства перлитных сталей в основном зависели от их микроструктуры, включая размер перлитных колоний, толщину и расстояние между цементитными пластинами. Во время холодной деформации мягкий феррит деформируется в приоритетном порядке, но ограниченная деформация цементита ограничивает деформацию ферритной матрицы, что приводит к неоднородному распределению деформации в пластинчатом перлите. Образцы разрушились почти без признаков образования шеек. В изломе присутствует кристаллическая составляющая характерная для хрупкого разрушения и вязкая. Различные механические свойства были обусловлены различными размерами ферритных зерен и частиц цементита в каждом образце. Что касается образца № 1 со сфероидизированным цементитом в ЗТВ, то механические свойства определяются размерами частиц ферритного зерна и цементита, а также углом разориентации границ ферритного зерна и распределением частиц цементита. Видно, что в области трещины было много частиц цементита и ямок. Можно сделать вывод, что большее количество и меньший размер ямок были ответственны за большее удлинение. Во время растяжения, мелкие частицы (сферические или почти сферические) способствовали зарождению ямочек посредством микропористой коалесценции. Наличие ямочек подтверждает, что во время испытаний на растяжение возникал режим разрушения, связанный с микропористой агрегацией. Напротив,

пластиночные формы цемента в перлите сопротивляются вязкости по сравнению со сферическими, потому что пластинки цементита, расположенные на границах ферритовых зерен, могут снизить граничную когезию [82]. Когда материал подвергался внешнему напряжению, дислокации накапливались вокруг пластин цементита, что приводит к концентрации напряжений. В тонких перлитных микроструктурах микроповреждения во время стандартного испытания на растяжение имеют место в виде очень маленьких микротрещин, что приводит к поведению вязкого разрушения. С другой стороны, в грубых перлитных микроструктурах микроразрушение происходит в виде более длинных и выровненных микротрещин, что приводит к более хрупкому поведению разрушения.

Для получения более полной картины взаимосвязи структуры ЗТВ с механическими свойствами были проведены исследования, построение инженерной диаграммы «растяжения-деформации» в зависимости от структуры металла ЗТВ. Для этого были подготовлены образцы из рельсовой стали с различной температурой нагрева под закалку, с получением различной структуры перлита по дисперсности. Часть образцов была использована для испытаний на растяжение, другая часть на ударную вязкость. Данные исследования имитировали реальные условия температурного фактора при сварке рельса. В главе 3 мы расчетным путем показали влияние межпластинчатого расстояния, перлитной колонии на предел текучести, отмечая сильное влияние данных свойств структуры перлита на прочностные характеристики. Как мы отмечали в главе 3: *«обобщая полученные результаты, отметим, что фактор размера аустенитного зерна из малозначительного приобрел существенный вес в оценке предела текучести металла в ЗТВ (см. рис. 3.34)»*. В связи с этим, важно было оценить роль аустенитного зерна на прочностные свойства металла ЗТВ. На рис. 4.5 представлены результаты испытаний. Видно, что при сварке происходит рост зерна аустенита. Установлено, что чем выше температура аустенизации металла ЗТВ, тем больше зерно аустенита и тем ниже предел прочности при растяжении. Таким

образом, изменение прочности и удлинения может быть результатом увеличения размера аустенитного зерна.

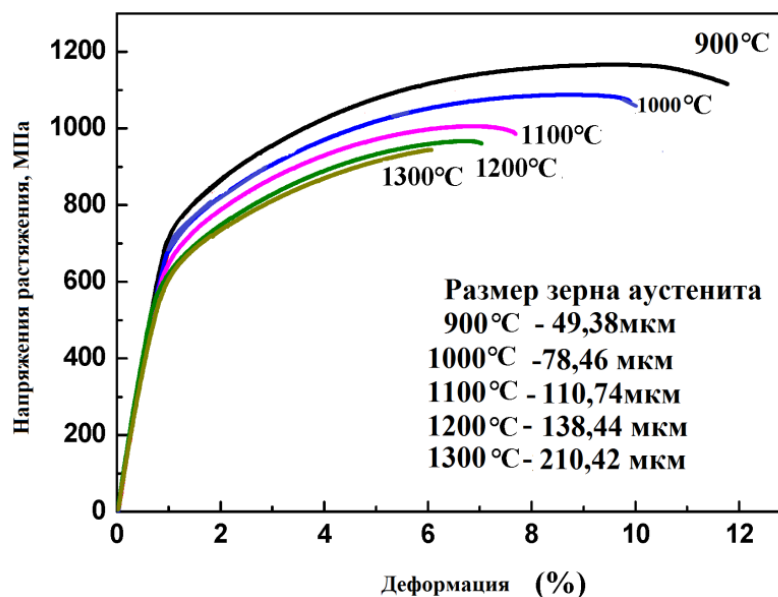


Рисунок 4.5 – Кривые напряжения-деформации металла рельсового стыка при различных температурах аустенизации

4.2 Испытания образцов на ударную вязкость (ГОСТ 9454-78)

Известно, что перлитные стали, имея высокие показатели прочности характеризуются низкой ударной вязкости, прежде всего, из-за наличия твердых и хрупких цементитных пластин в микроструктуре перлита. Рельсовая сталь не составляет исключения из правил и согласно ГОСТ Р 51685-2013 для рельса категории ДТ350 ударная вязкость должна составлять не менее 15 Дж/см (см. п. 5.8, табл. 11- ГОСТ 51685-2013). Согласно проведённому нами анализу (см. глава 1) нормативной документации посвященного контролю качества сварного стыка этот важный показатель вообще не учитывается. Мы провели впервые полномасштабные испытания, как основного металла рельса, так и ЗТВ сварного стыка на ударную вязкость. Всего было изготовлено 100 образцов, которые были вырезаны из различных зон основного металла рельса и сварного стыка (см. глава 2). Результаты испытаний представлены на рис. 4.6. Из результатов испытаний можно сделать вывод, что ударная вязкость основного металла рельса в области шейки либо находится на минимуме требований, либо не соответствует

требованиям ГОСТ Р 51685-2013. Стабильные показатели по ударной вязкости, соответствующие нормативу зафиксированы только на подошве рельса. Головка рельса показывает не стабильные значения ударной вязкости. Отмечаем факт, что количественные показатели ударной вязкости по линии сплавления сварного стыка в подошве и головке рельса соответствует требованиям ГОСТ Р 51685-2013 и даже незначительно выше, чем у основного металла рельса. В тоже время, количественные значения ударной вязкости, по линии сплавления на шейки сварного стыка, ниже нормативных требований. Значения ударной вязкости по ЗТВ в области шейки неоднозначные и требуют дополнительных исследований.

Номер образца	Результат испытаний Ударная вязкость КСУ, Дж/см²	Номер образца	Результат испытаний Ударная вязкость КСУ, Дж/см²	Номер образца	Результат испытаний Ударная вязкость КСУ, Дж/см²
51	36	21	24	71	33
52	27	23	27,5	73	31
53	16	25	25	75	19
54	26	27	25	77	27,5
55	19	29	19	79	29
56	19	31	14	81	17,5
57	16	33	25	83	30
58	31	35	25	85	28
59	30	37	27	87	19
41	31	39	29	89	32
43	31	41	27,5	91	34
45	28	43	25,5	93	29
47	13,5	45	14	95	17,5
49	10	47	19	97	11
51	14	49	16	99	10
53	12,5	51	17	101	16
55	20	53	33	103	29
57	25	55	19	105	25
59	25	57	30	107	32
61	25	59	30	109	35
63	14	61	24	111	35
65	10	63	25	113	23
67	12	65	19	115	19
69	14	67	7	117	17,5
71	12,5	69	10	119	30
73	21	71	27,5	121	30
75	17,5	73	30	123	32

Схема вырезки образцов

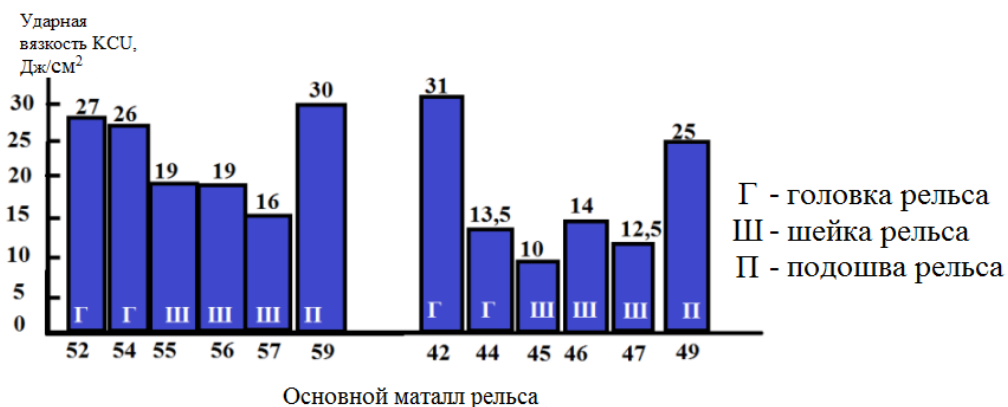
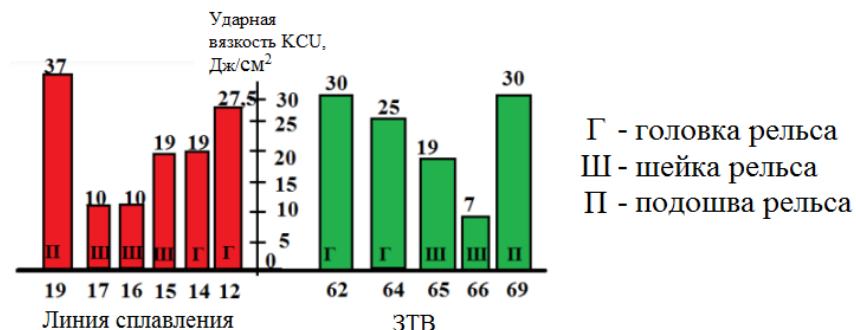
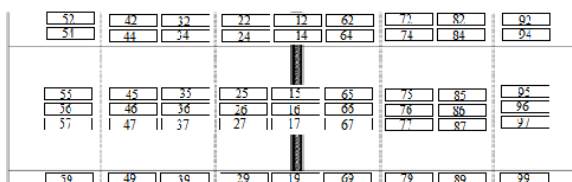


Рисунок 4.6 – Результаты испытаний на ударную вязкость основного металла рельса и в ЗТВ сварного стыка

На рис. 4.7 представлены все значения ударной вязкости в объеме рельса со сварным стыком. Видно, что проблемным местом является шейка не только в зоне сварного стыка, но и в основном металле рельса. Как мы уже отмечали в главе 3, морфологические признаки перлитной структуры рельсовой стали отвечают за прочностные свойства и в частности, за вязкость разрушения. В дополнение к показателям прочности высокая вязкость разрушения становится критическим требованием для большинства применений сталей с полностью перлитной структурой, чтобы гарантировать, что зародышевая трещина не будет распространяться и не приведет к катастрофическому разрушению.

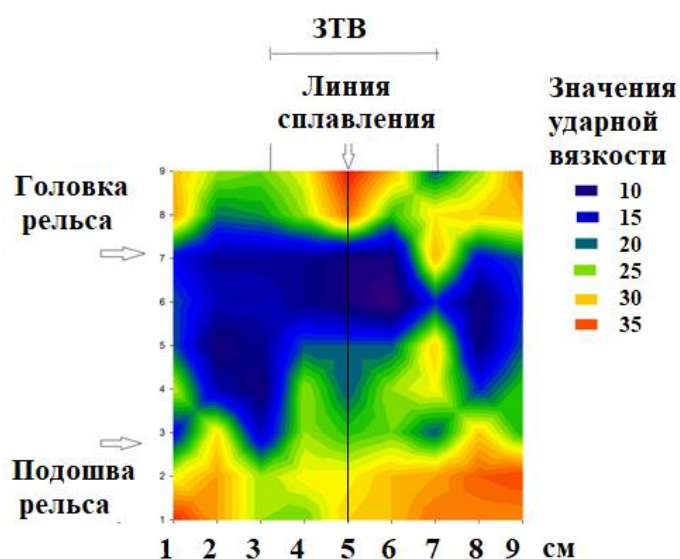


Рисунок 4.7 – Результаты картирования значений ударной вязкости по объёму рельса со сварным стыком

Известно, что с увеличением прочности материала происходит снижение внутренних механизмов упрочнения, которые происходят перед вершиной трещины [82, 223, 224], так как размер зоны изменяется обратно пропорционально квадрату предела текучести материала. Однако способность материала к накоплению энергии до разрушения увеличивается с увеличением прочности. Одна из наиболее популярных моделей разрушения перлита, предложенная Миллером и Смитом. Предполагается, что разрушение в перлите происходит по микромеханизму трещин сдвига. Трещина, образованная в цементите под действием высокого напряжения сдвига или локализованных полос скольжения,

сопровождается разрывом смежных ферритовых пластин. Анализ поверхности разрушения перлитного образца подтверждает явление сдвигового растрескивания, и показано, что разрушение перлита происходит при расщеплении, т.е. по микромеханизму, более распространенном в хрупких материалах. Уменьшение структуры перлитной колонии, которое может происходить при снижении температуры превращения, также может способствовать повышению ударной вязкости высокоуглеродистых сталей через границы перлитной колонии, выступающие в качестве препятствий для распространения хрупких трещин. В многочисленных работах были предприняты попытки связать вязкость разрушения перлита с микроструктурными особенностями, такими как размер зерна аустенита [251], размер узелков перлита [252], размер колонии перлита [253], а также межпластинчатое расстояние [254]. В тоже время в работе указано [255], что критический размер дефектов, вызывающих разрушение, имеет более тесную связь с размером перлитного узелка, чем исходный размер зерна аустенита. Они также проверили образцы перлитной стали со средним истинным межпластинчатым расстоянием от 100 нм до 330 нм при $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ и показали, что вязкость разрушения первоначально уменьшалась с уменьшением межпластинчатого расстояния, достигала минимального значения и затем увеличивалась с дальнейшим уменьшением межпластинчатого расстояния. Авторы [256] показали, что для перлита с межпластинчатым расстоянием между 140 и 280 нм поверхность разрушения имела центральную пластическую зону, охваченную хрупкой зоной во время разрушения образца на растяжение, тогда как полная поверхность хрупкого разрушения образовалась, когда расстояние между пластинками достигло 510 нм. Сообщается, что перлит демонстрирует S-образные изгибы в пластинчатой структуре во время деформации растяжения из-за более однородного распределения напряжений, вызванного тонкой пластинчатой структурой [257]. Изотов и соавт. [213] показали, что для тонкого перлита со средним истинным межпластинчатым расстоянием <200 нм область шейки растяжимого образца демонстрирует похожие изгибы формы S, сопровождаемые значительным вращением решетки с равномерным скольжением как в феррите, так и в цементите.

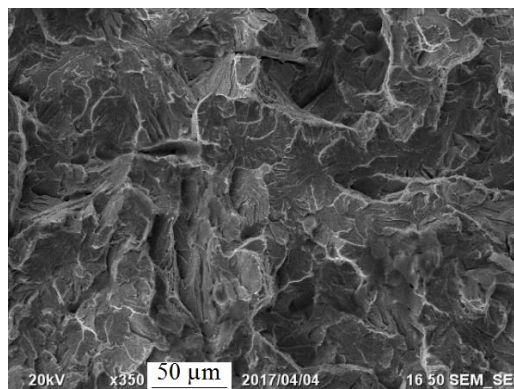
В табл. 4.2 представлены результаты оценки взаимосвязи свойств структуры перлита с показателями ударной вязкости и предела текучести.

Таблица 4.2 – Результаты испытаний на ударную вязкость образцов из рельсовой стали при различной температуре аустенизации

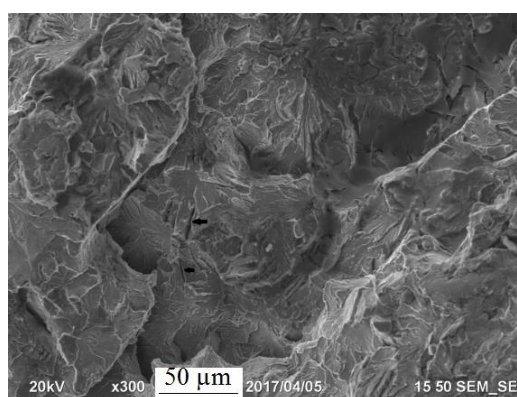
Температура аустенизации, °С	Размер аустенитного зерна, мкм	Размер перлитной колонии, мкм	Межпластинчатое расстояние, мкм	Ударная вязкость, Дж/см	Предел текучести, МПа
900	49,38	6,24	0,144	8,0	780
1000	78,46	5,92	0,132	10	720
1100	110,74	6,08	0,139	10	670
1200	138,44	5,89	0,127	12	631
1300	210,42	5,59	0,138	14	618

Анализ полученных результатов в табл. 4.2 показывает, что размер зерна аустенита металла ЗТВ увеличивался с увеличением температуры аустенизации, но размер перлитной колонии был относительно стабильным. Межпластинчатое расстояние в перлите зависит от температуры перлитного превращения. Поскольку температура была постоянна, межпластинчатое расстояние является относительно постоянным. Видно, что перлитная колония не чувствительна к различным параметрам термообработки, таким как температура аустенизации. Был проведен фактографический анализ поверхностей разрушения. На рис. 4.8 показана типичная морфология разрушения ударных образцов, аустенизированных при разных температурах. Посредством осмотра и анализа морфологии разрушения можно констатировать, что морфология разрушения является сходной при различных температурах. В зоне зарождения ударной трещины наблюдалась узкая пластичная зона, и ширина пластичной зоны одинакова для ударных образцов, аустенизированных при разных температурах. В зоне растяжения трещины, появляется морфология трещины скола. Размер плоскости расщепления увеличивался с увеличением температуры аустенизации металла ЗТВ сварного стыка. Вторичные трещины с ручьистым рисунком при 1200 °С представлены рис.

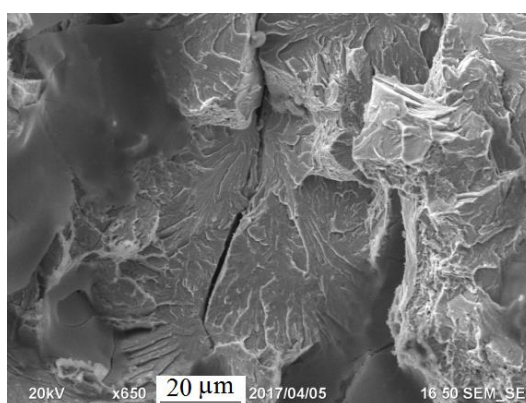
4.8 в. Это указывает на то, что с повышением температуры аустенизации металла в ЗТВ - морфология перелома изменяется от квази-расщепления до полного расщепления.



а



б



в

Рисунок 4.8 – Морфология разрушения образцов после испытаний на ударную вязкость при различных температурах аустенизации:

а - 880 °С; б - 1020 °С, в - 1200 °С

Хотя вторичные трещины существуют все время, число вторичных трещин постепенно уменьшается, и размер вторичных трещин увеличивается с увеличением температуры. Одновременно размер фаски расщепления увеличивается с ростом температуры аустенизации. Это показывает, что чем больше зерна аустенита, тем больше грань расщепления. Размер грани расщепления связан с размером зерном аустенита. Взаимосвязь между параметрами микроструктуры и ударной вязкостью в наших исследованиях показал, что чем выше температура аустенизации металла ЗТВ, тем больше зерен аустенита и тем ниже предел прочности при растяжении. Очевидно, что изменение прочности и удлинения может быть результатом увеличения размера аустенитного зерна. Тем не менее, не наблюдается изменений в размерах перлитной колонии и энергии удара. В тоже время значения ударной вязкости не изменяется с температурой аустенизации, тем самым показывая, что размер зерна аустенита не зависит от ударной вязкости.

Вторичные трещины, показывают места остановки трещин, как в пластинчатых, так и в сфероидизированных перлитных микроструктурах. Такие явления, как трещины расщепления встречаются, когда трещина распространяется для случаев: 1. От грубопластиночного перлита до тонкой перлитной структуры; 2. От пластиночного перлита до сфероидизированной перлитной структуры; 3. Параллельная пластинчатая ориентация к поперечной пластинчатой ориентации.

Все эти события сопровождаются локальным притуплением кончика трещины, хотя трещина распространяется по прямой траектории, не отклоняясь на границах. Для дальнейшего понимания траектории распространения трещины разрушения ударных образцов, были проанализированы поверхности при большем увеличении с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Было обнаружено, что в структуре перлитной колонии трещины расщепления чаще всего распространяются вдоль всей плоскости границы раздела фаз, в направлении сдвига или перпендикулярно перлитному листу, и в измененном направлении или останавливаются, как правило, в границах колонии рис. 4.9. Разнообразие пути распространения трещины может быть результатом особой многослойной

микроструктуры перлита. Режим разрушения был хрупким с размером фасета скола, соответствующим размеру перлитного узелка рис. 4.9.

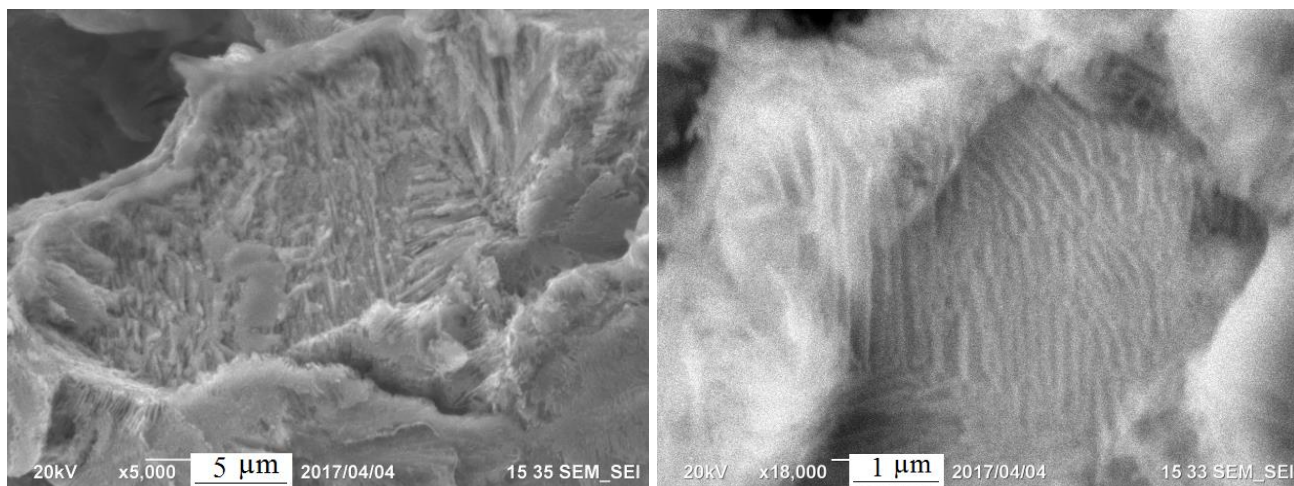


Рисунок 4.9 – Фасетка расщепления трещины ударного образца, аустенизированного при 1200 °С

Известно, что сфероидизированный перлит имеет, более высокую вязкость разрушения, чем пластинчатые [82,83, 253-257]. Более высокая вязкость разрушения, как в тонком пластинчатом перлите, так и в сфероидизированном перлите обусловлена однородной деформацией перлита под полем напряжений на кончике трещины по сравнению с гетерогенной деформацией полосы сдвига в грубой перлитной структуре. Тем не менее, цементитные пластины в пластинчатом перлите являются непрерывными и действуют, как границы зерен для движения дислокации, тем самым делая расстояние скольжения более ограниченным. В тоже время в сфероидизированном перлите цементитная фаза является прерывистой и равномерно распределяется в ферритовой матрице, что позволяет дислокациям изгибаться (по механизму Ороуэна) вместо образования нагромождений (по соотношению Холла-Петча). Следовательно, предел текучести, который контролируется расстоянием скольжения, будет выше для пластинчатого перлита (расстояние скольжения = межпластинчатому расстоянию), чем для сфероидизированного перлита (расстояние скольжения = размер колонии или размер клубеньков). Это делает сфероидизированную структуру перлита более пластичной, чем тонкопластинчатый перлит. Этот факт также может объяснить

остановку трещины, когда трещина переходит от пластинчатого перлита (более твердый) к сфероидизированному перлиту (более мягкий). Кроме того, распространение трещины вдоль ориентации ламелей показывает меньшую вязкость разрушения, чем перпендикулярно ориентации ламелей [253-257]. На рис. 4.10 показаны особенности трещин при расщеплении с ручьистым рисунком.

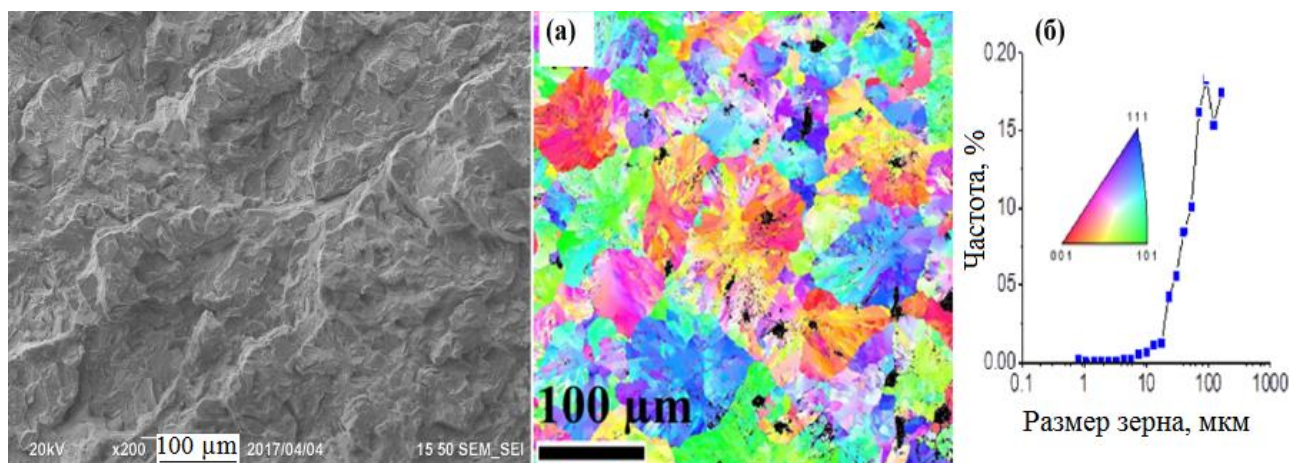


Рисунок 4.10 – Кристаллографическая ориентация и доля площади в зависимости от диаметра зерна

Демонстрирует хрупкое разрушение при дроблении с аналогичными размерами фасеток как на рис. 4.9. Ручьистый рисунок формируется путем слияния различных ступеней расщепления, распространяющихся на параллельных плоскостях расщепления в пределах областей микроструктуры, где разориентация плоскостей расщепления мала. Размер фасета расщепления поверхности разрушения ударных образцов измеряли, рассматривая области в микроструктуре, где массив таких параллельных стадий расщепления сливался или имел тенденцию сливаться. Средний размер таких граней был измерен методом перехвата и оказался равным 80-105 мкм. Таким образом, размер фасета скола для большинства образцов одинаков, хотя их межпластинчатое расстояние различно.

Изотов В.И. в своих работах сообщили о формировании трехмерной структуры дислокационных клеток в ферритных прослойках во время пластической деформации грубого перлита (λ m между 500 нм и 700 нм), которые способствуют образованию полос грубого сдвига и зон сдвига, которые

инициируют разрушение. В то время, как для более мелкого перлита (λ m между 100 нм и 200 нм) такая дислокационная структура не образуется, и распределение дислокаций является однородным. Сообщается, что перлитные стали с межпластинчатым расстоянием <200 нм более равномерно выдерживают напряжение, изгибая цементитные пластины вместо трещин сдвига, вызванных локализацией напряжения сдвига. Проведенные нами исследования взаимосвязи структуры с вязкостью разрушения показали, что размер зерна аустенита в металле ЗТВ сварного стыка увеличивался с увеличением температуры аустенизации, но размер перлитной колонии был относительно стабильным (см. глава 3). С повышением температуры аустенизации прочность металла на растяжение и относительное удлинение рельсовой стали постепенно уменьшаются, но энергия удара образца практически не изменяется при различных температурах аустенизации. Это указывает на то, что размер зерна аустенита не имеет ничего общего с ударной вязкостью. Поскольку в настоящий момент нет инструментальных средств для контроля, как размера перлитной колонии, так и механических свойств, то и нет способа напрямую изменить размер перлитной колонии, чтобы изучить ее связь с ударной вязкостью. Однако основываясь на экспериментальном факте, что перлитная колония и энергия удара в настоящем исследовании не изменились, мы можем утверждать, что размер перлитной колонии возможно использовать единицей контроля ударной вязкости. Многие авторы считают [82,83,213-225], что размер аустенитного зерна оказывает определенное влияние на пластичность всей перлитной стали, и действительно пластичность уменьшается с увеличением размера аустенитного зерна. Это явление можно объяснить механизмом мелкозернистого упрочнения. Согласно формулам Холла-Петча, в различных работах кривая аппроксимирующей предел прочности и диаметра зерна полностью соответствует соотношению Холла-Петча. Чем меньше размер зерна аустенита, тем выше прочность. Тем не менее, размер зерна влияет на прочность не так сильно, как другие параметры перлитной структуры межпластинчатое расстояние (см. главу 3). Повышение прочности объясняется накоплением дислокаций вблизи границы зерен мелкого зерна при

концентрации напряжений, поэтому пластическая деформация соседних зерен может происходить только при большем приложенном напряжении. Улучшение пластичности является результатом небольшой деформации между мелким зерном и границей зерна. Деформация относительно равномерная. Вероятность растрескивания меньше из-за концентрации напряжений. Таким образом, он может подвергаться большой деформации до разрушения. Распространение трещины при ударном нагружении рельсовой стали облегчается следующим факторами: перпендикулярно перлитному листу, межфазная граница между ферритом и цементитом, сдвиговая деформация 45° с цементитным листом и растрескивание вдоль границы колонии перлита. Все возможные пути распространения трещин перлит указанные выше, были подтверждены в работах [259-263]. Кроме того, результаты исследований показали [263-265], что трещины расщепления чаще всего меняют направление или останавливаются на границах между колониями, что может быть связано с плоскостью разрушения расщепления $\{100\}$. Считается, что из-за низкого угла ориентации между плоскостями $\{100\}$ расщепления соседних кристаллов трещины расщепления могут распространяться вдоль границ зерен с большим углом без какого-либо углового отклонения. Распространение трещины расщепления контролируется перлитным блоком с соседним углом ориентации перлитной колонии, превышающим 15° , а не всеми перлитными колониями [262-265].

Таким образом, проведенные исследования позволяют констатировать, что в процессе сварочного нагрева размер зерна аустенита увеличивается с ростом температуры аустенизации, тогда как размер перлитной колонии был относительно постоянным. Причиной этого результата является то, что рельсовая сталь с полной структурой эвтектоидов, имеет больше мест зародышеобразования на границе зерна, чем другие доэвтектоидные и заэвтектоидные стали. Перлитные колонии случайным образом зарождаются на границе зерен и вырастают внутрь зерен. Одновременно новые перлитные колонии зарождаются рядом с существующими перлитными колониями, и внутригранулярные перлитные колонии также образуются случайным образом. Эти места зарождения увеличивают вероятность

столкновения растущих перлитных колоний друг с другом, что в конечном итоге приводит к постоянному размеру перлитных колоний. Аустенитные зерна имеют меньшую связь с прочностью, что соответствует соотношению типа Холла-Петча. Чем меньше зерна аустенита, тем выше прочность и лучше пластичность. Однако размер зерна аустенита не влияет на ударную вязкость. По всей вероятности, блоком управления для определения ударной вязкости рельсовой стали является размер перлитной колонии.

4.3 Измерения твердости в ЗТВ рельсового стыка

Известно, что разрушение рельса в первую очередь начнется там, где растягивающая деформация достигает предельной пластичности материалов рельса [260-263]. Поскольку предел текучести в рельсовых сталях примерно в три раза превышает значение твердости [263], область с более низким пределом текучести в ЗТВ будет вызывать большую пластическую деформацию под контактом колесо-рельс, что может увеличить вероятность возникновения повреждения в сварных швах рельса. В тоже время измерение твердости в настоящий момент является самым простым и доступным способом контроля свойств ЗТВ рельсового стыка. Необходимо также отметить, что в зависимости от метода контроля (макро или микро), технике контроля: одиночная линия, серия линий, картирование зависит объём информации для объективной интерпретации качества сварного соединения. На рис. 4.11 представлены результаты измерения макротвердости сварного стыка в соответствии с программой испытаний, представленной в главе 2.

Видно, что значения твердости на поверхности катания головки рельса (ПКГ), на глубине 10 мм и 22 мм качественно совпадают. В основном металле рельса есть незначительные отклонения (на 1,2 ед.) по шкале HRC. В ЗТВ качественные и количественные значения совпадают.

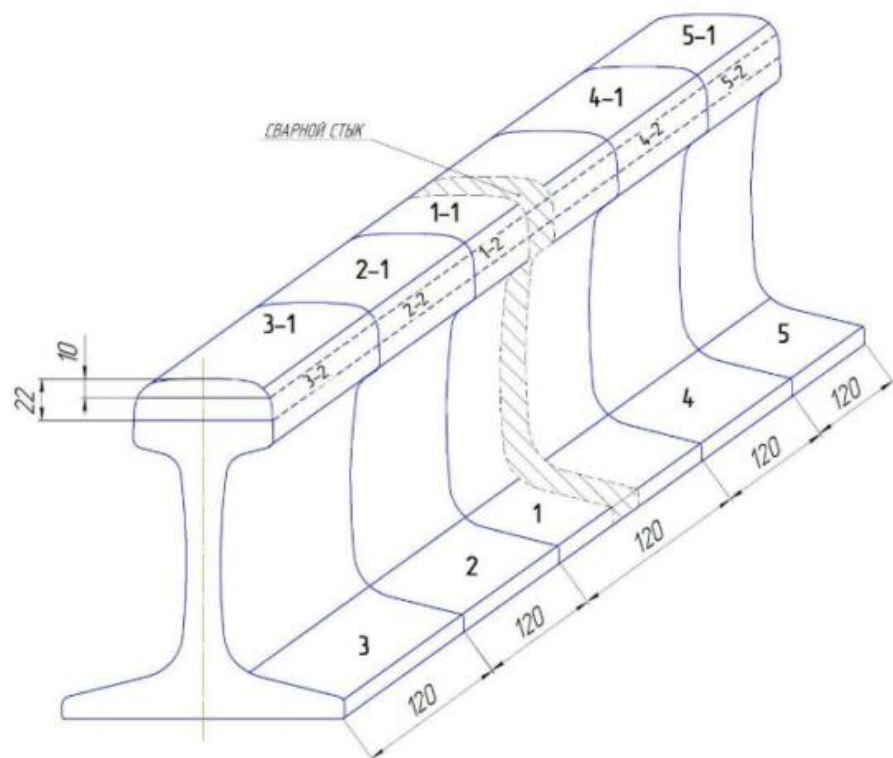


Схема 3 – Схема изучения твердости HRC по длине сварного стыка на различном расстоянии от поверхности

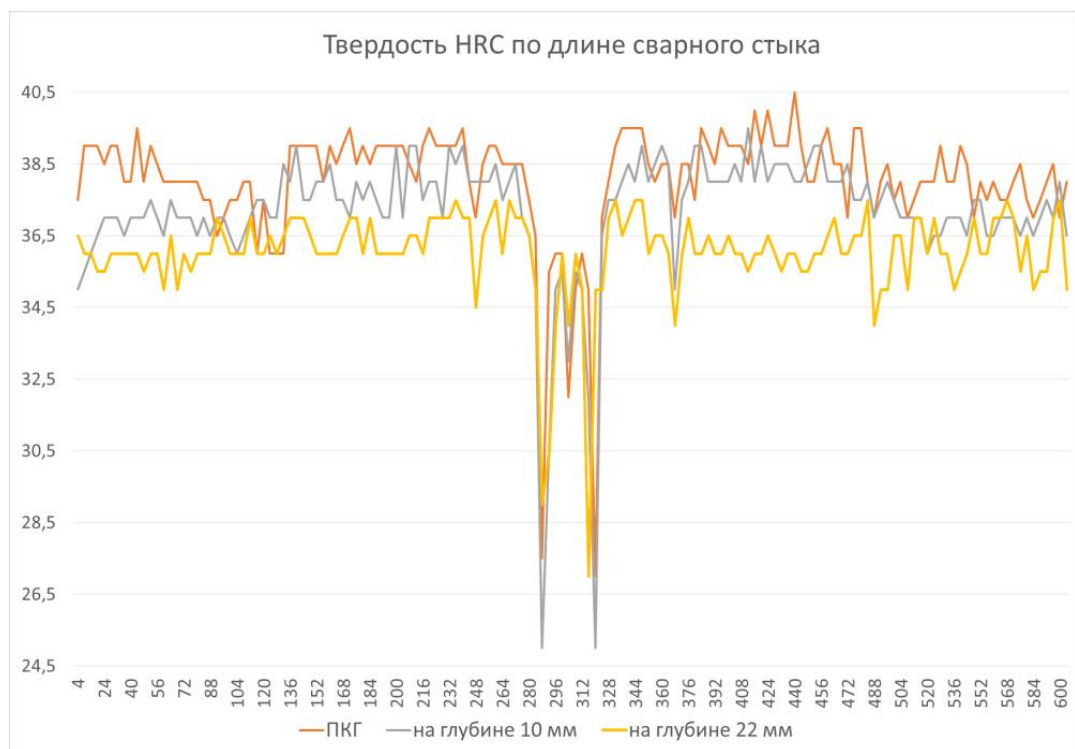


Рисунок 4.11 – Распределение твердости в основном металле и ЗТВ сварного стыка рельса

Снижение твердости из-за частичной сфероидизации цементита, особенно в области частичной аустенизации ЗТВ, является одной из основных

технологических проблем для производителей рельсов и железных дорог. Результаты испытаний на одноосное растяжение, проведенное нами выше показали, что как предел текучести, так и предел прочности на растяжение испытанных сварных швов ниже, чем у металла рельса, и это объясняется падением твердости металла ЗТВ, расположенным между 10 и 14 мм от линии сплавления сварного шва (см. рис. 4.4).

В тоже время такие одиночные измерения твердости рис. 4.11 не дают полной картины распределения. Наиболее информативным является измерение твердости на большой площади - картирование с определенным шагом между точками. Такое распределение показывает области преимущественного значения твердости, а следовательно, и возможна более объективная оценка механических свойств. На рис. 4.12 представлены результаты картирования основного металла рельса по полосе катания головки рельса с шагом 4 мм между точками.

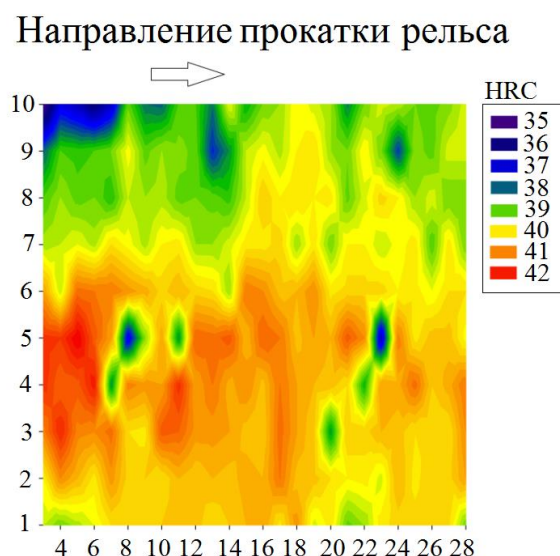


Рисунок 4.12 – Картирование твердости по площади головки рельса основного металла

Ширина пластины 75 мм, длина 120 мм. Видно, что в исходном состоянии рельс характеризуется неравномерным распределением твердости по полосе катания. Есть области с высокой твердостью и области с низкой твердостью. Провалы твердости наблюдаются в центре полосы катания и на боковой поверхности головки рельса. Дополнительную информацию несет ориентировка

зерен в площади полосы катания головки рельса рис. 4.13. Большая часть зерен (зеленый цвет) лежит в плоскости скольжения (101) и (001). Плоскость (101) в ОЦК металлах является основной плоскостью скольжения.

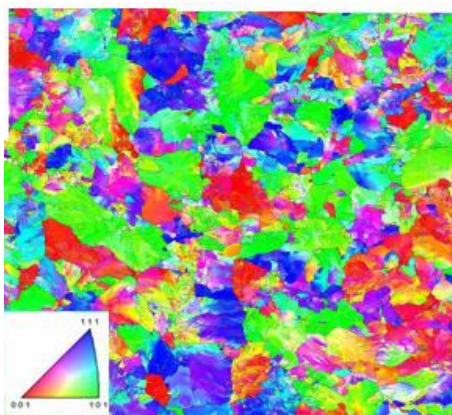


Рисунок 4.13 – Ориентировки зерен по плоскости скольжения на поверхности головки рельса

На рисунке 4.14 дана карта ориентировок в локальной области и фактор Тейлора.

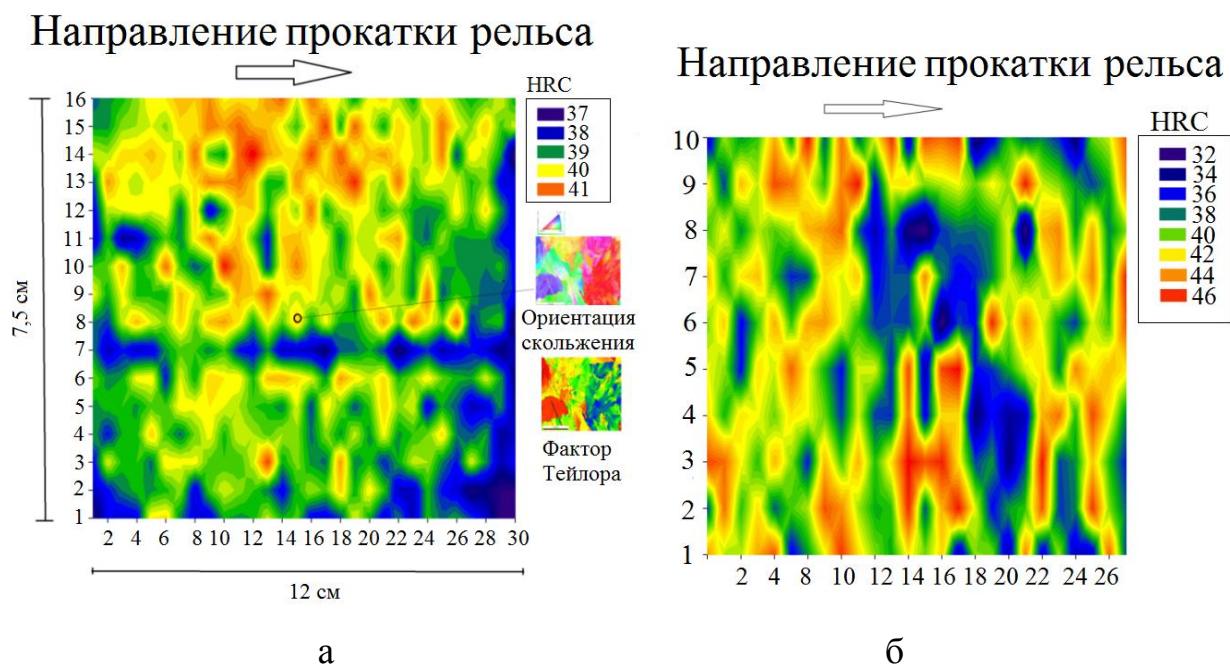


Рисунок 4.14 – Картирование на площади основного металла рельса по глубине головки: а – 10 мм, б – 22 мм от поверхности

На глубине 10 мм от поверхности распределения твердости в головке характеризуется еще большей неоднородностью рис. 4.14, а. Высокий фактор Тейлора в отдельных зернах показывает, что есть твердые зерна (красный цвет), которые не способны вращаться и отвечать соответствующим системам скольжения, очень склонны к образованию трещин. На этом картина неравномерности распределения твердости, а значит и предела текучести стали не заканчивается и уже на глубине 22 мм от поверхности еще более неоднородна рис. 4.14, б.

На рис. 4.15 представлено картирование металла ЗТВ сварного стыка в горизонтальном срезе т.е. по всей поверхности головки рельса и на глубине 10 мм от поверхности.

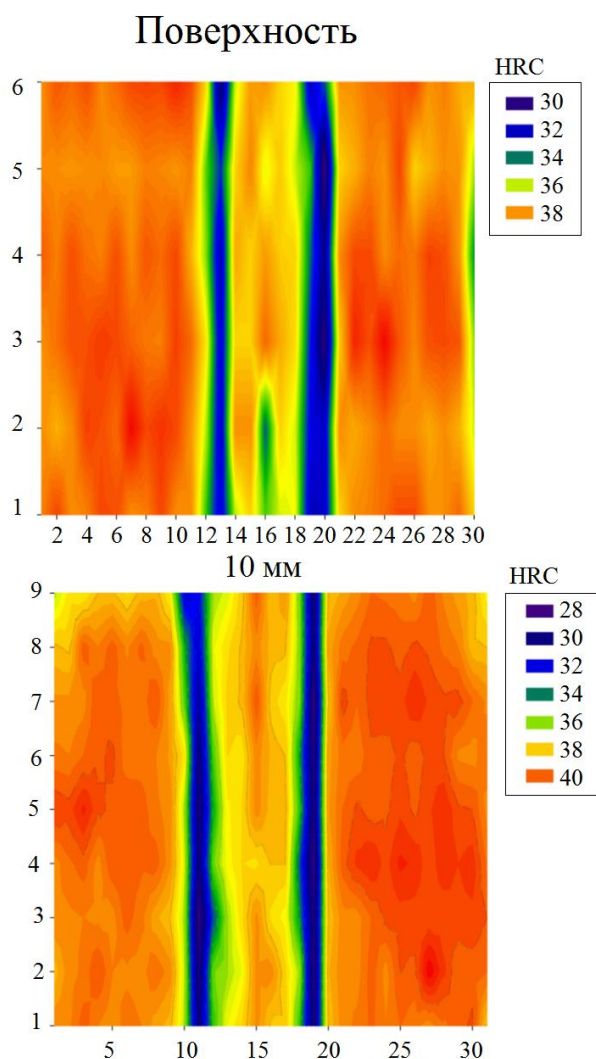


Рисунок 4.15 – Картирование значений твердости в ЗТВ сварного стыка

Видно, что по линии сплавления твердость распределена равномерно. Области, прилегающие к зоне частичной сфероидизации неоднородны по толщине. Распределение твердости в основном металле характеризуется относительной однородностью, что обусловлено большим шагом картирования 6 мм.

Более информативную картину дают измерения микротвердости. На рис. 4.16 представлены результаты измерения микротвердости параллельно линии сплавления на расстоянии 1 и 2 мм. Видно, что в этих областях металла в результате термомеханического упрочнения микроструктуры в процессе сварки наблюдаются высокие значения твердости.

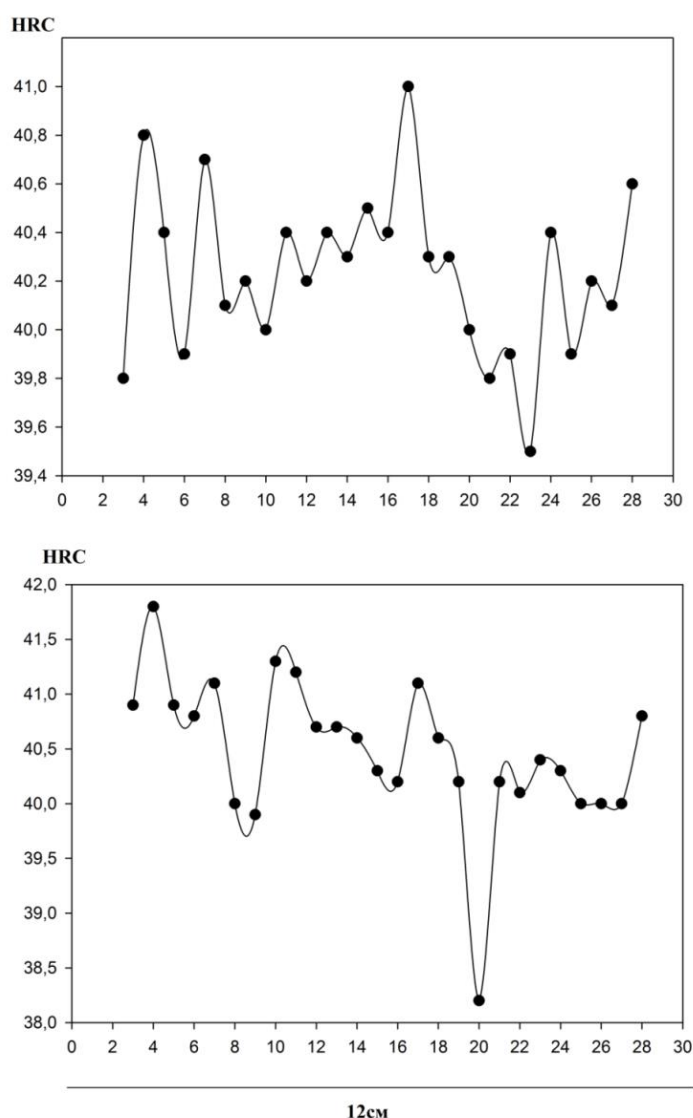


Рисунок 4.16 – Распределение твердости на расстоянии 1 и 2 мм от линии сплавления (распределение параллельна линии)

Отпечаток микротвердости ровный без следов деформации рис. 4.17. В тоже время встречаются и мягкие перлитные структуры рис. 4.18.

В процессе исследований распределения микротвердости встречались случаи напряженных участков, когда после снятия нагрузки в индентора рядом с отпечатком образовывались микротрещины, что говорит о низкой вязкости исследуемой области металла ЗТВ рис. 4.19.

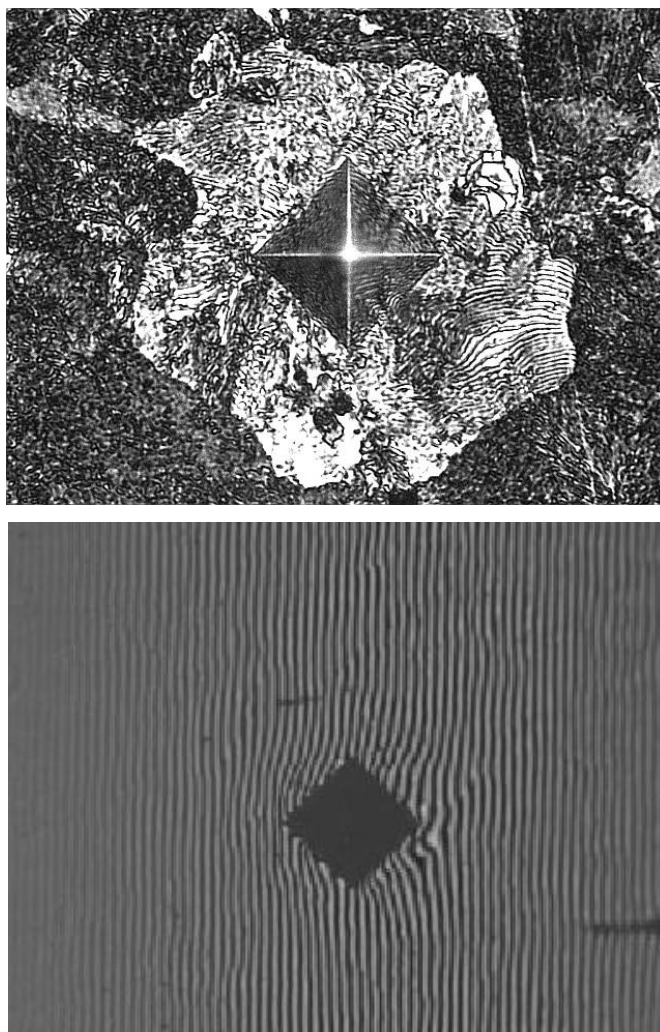


Рисунок 4.17 – Форма отпечатка и интерференционная картина деформации

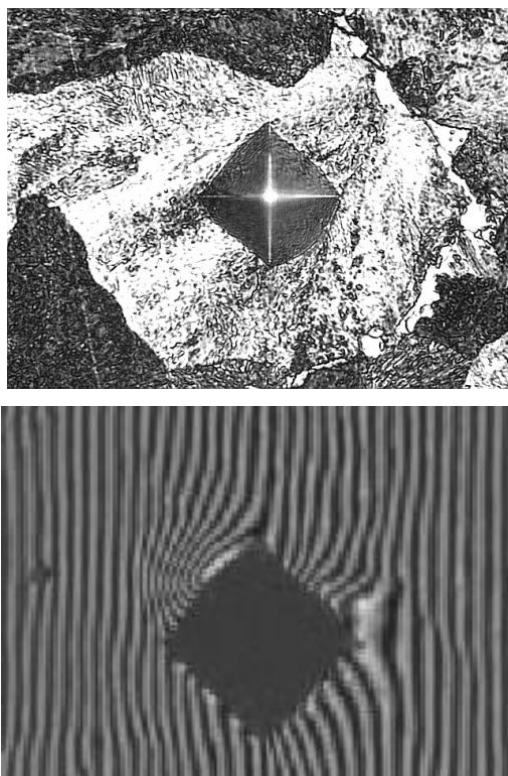


Рисунок 4.18 – Форма отпечатка и интерференционная картина деформации

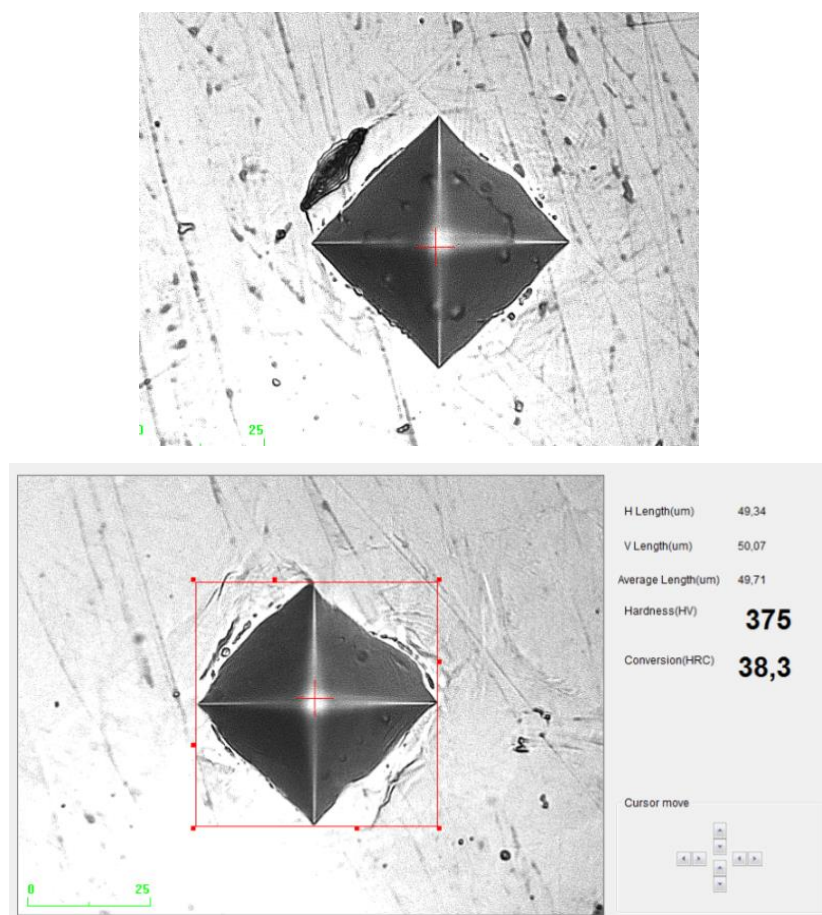


Рисунок 4.19 – Формирование микротрещин при измерении микротвердости

Исследование значений микротвердости в области линии сплавления были проведены по трем программам. **Первая программа** включала измерение микротвердости доэвтектоидной структуры металла в линии сплавления (феррита и перлита) рис. 4.20. Была проведена статистическая обработка результатов. Показано, что распределение микротвердости близко к бимодальному. Большая частота значение выпадает на высокие показатели твердости доэвтектоидного феррита, что, по всей видимости, связано с явлением частичного растворения углерода в феррите в процессе высокотемпературной деформации и как следствии этого упрочнения этой фазы.

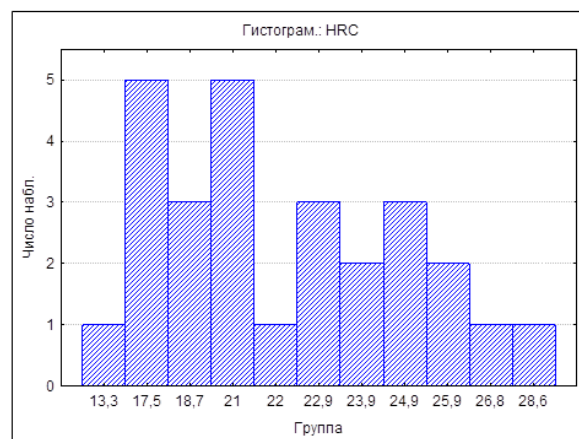
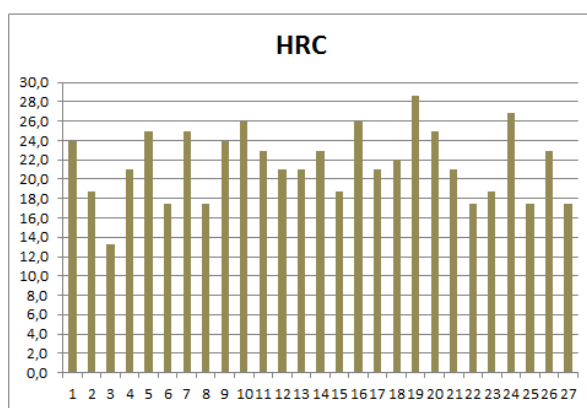
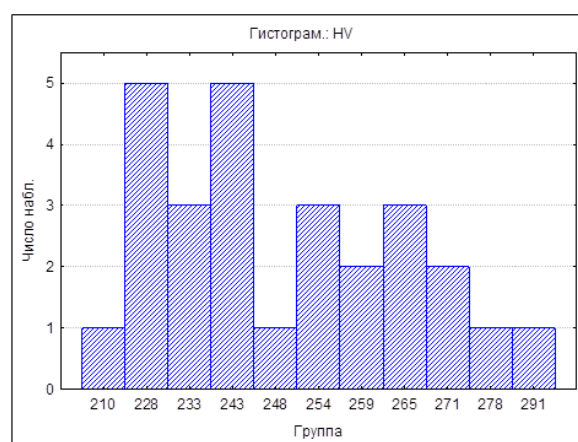
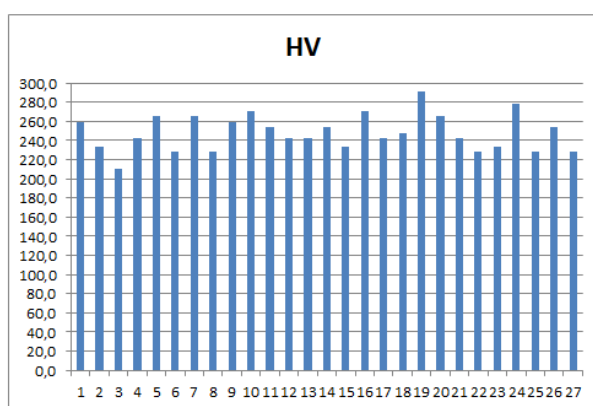


Рисунок 4.20 – Распределение микротвердости феррита по линии сплавления

Вторая программа исследований была посвящена вырожденному перлиту рис. 4.21. Данная форма перлита характеризуется высоким показателем твердости по Виккерсу 300 ед. и с большим разбросом по единичному диапазону частот твердости.

Третья программа посвящена пластиночному перлиту рис. 4.22, который также показывает существенный разброс значений твердости.

Распределение микротвердости по линии параллельной линии сплавления представлено на рис. 4.23. Виден общий тренд в диапазоне значений 370-380 ед. по Виккерсу, но есть и всплески как в максимум (390,410 ед.), так и минимум 340ед.

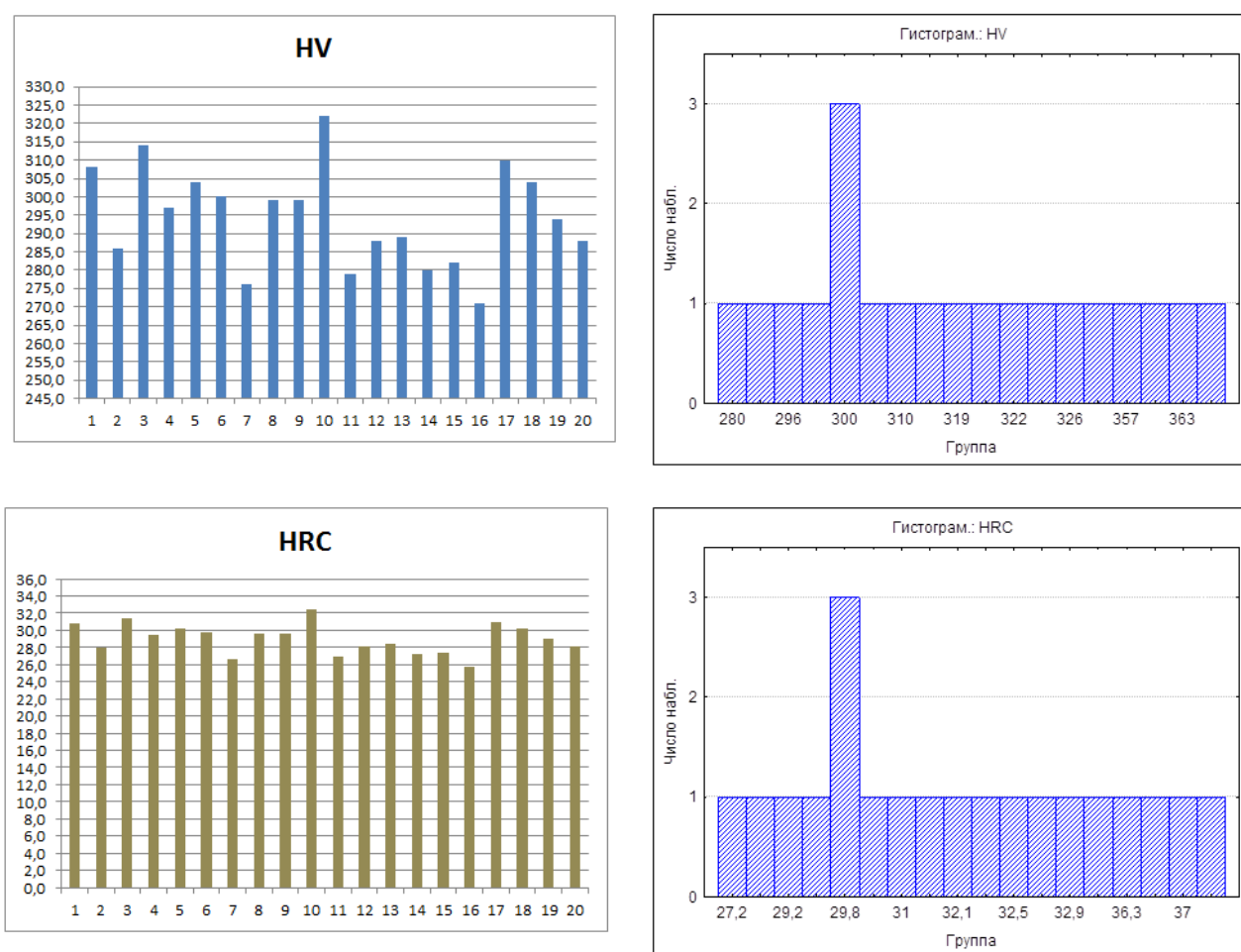


Рисунок 4.21 – Распределение микротвердости вырожденного перлита в области линии сплавления

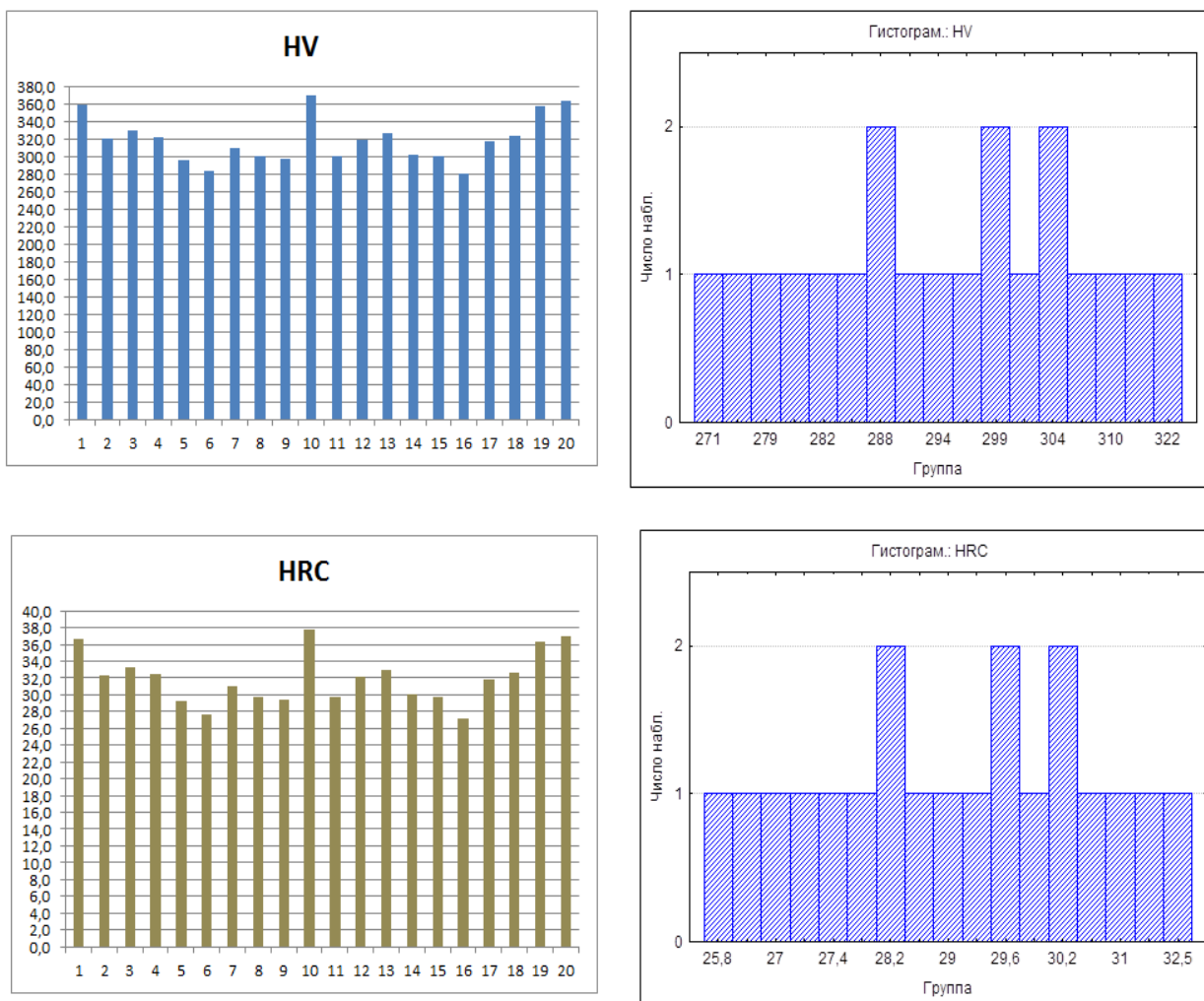


Рисунок 4.22 – Распределение микротвердости пластиночного перлита в области линии сплавления

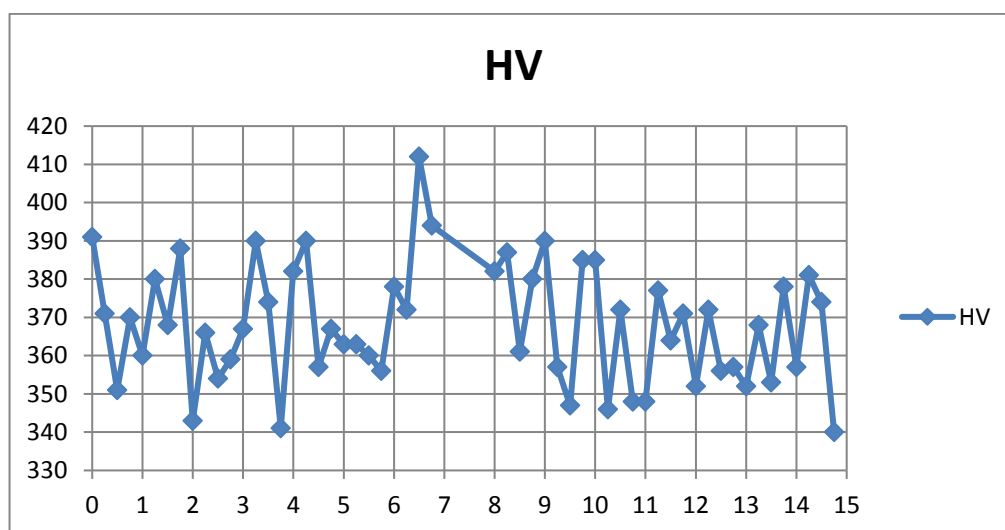


Рисунок 4.23 – Распределение микротвердости по линии параллельной линии сплавления на расстоянии 2 мм

Более качественную информацию для анализа дает картирование по площади металла ЗТВ сварного стыка. В связи с тем, что ЗТВ сварного стыка симметричная, показываем только одну сторону от линии сплавления. Видно, что есть локальные области с повышенной твердостью и пониженной рис. 4.24. По координате X линия сплавления, по координате Y параллельные линии сплавления измерения микротвердости с шагом 250 мкм. В целом мы видим, что есть общий фон значений микротвердости в диапазоне 350-360 ед. На этом фоне встречаются локальные области с очень высокой твердостью. Если увеличить площадь картирования, то картина изменяется, областей с высокой твердостью становится больше рис. 4.25.



Рисунок 4.24 – Картирование микротвердости в площади линия сплавления

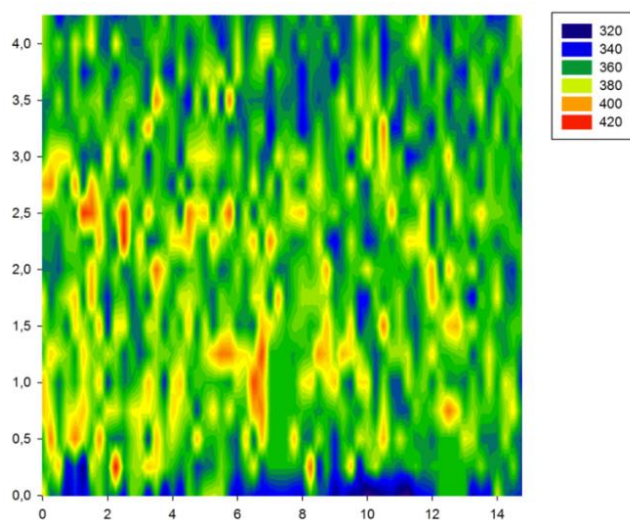


Рисунок 4.25 – Картирование микротвердости в ЗТВ до 4 мм от линии сплавления

Картирование по всей ЗТВ рельсового стыка представлено на рис. 4.26. Также, как и в рисунках представленных выше показываем только одну сторону ЗТВ. Результаты картирования представлены в двух системах измерения Роквелла и Виккерса. Существенных отличий в системе предоставления результатов не наблюдается. Мы видим, что в зоне (2,5 мм), прилегающей к линии сплавления фиксируются высокие значения твердости. Именно эта зона, определенная нами в главе 3, как зона сильной пластической деформации, где происходит термомеханическое упрочнение металла рельсового стыка. Также видна зона падение твердости на расстоянии 12 мм от линии сплавления.

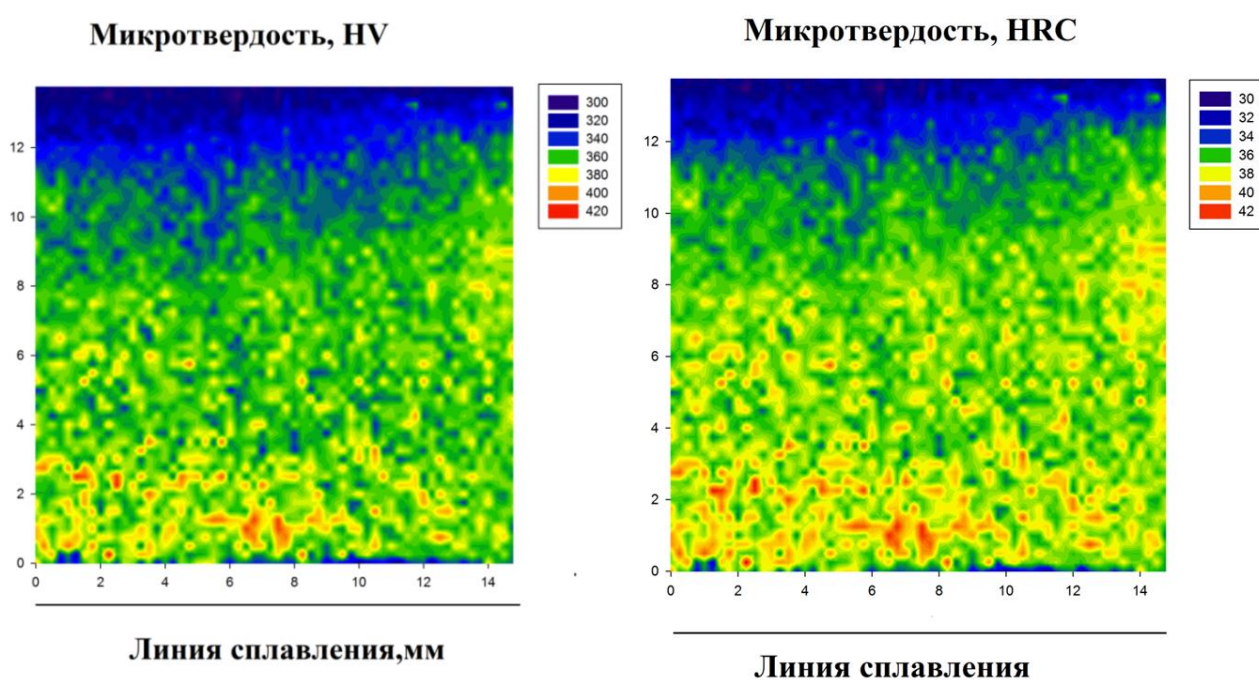


Рисунок 4.26 – Полная карта распределения микротвердости в ЗТВ сварного стыка

Важным результатом исследования методом картирования по площади является впервые установленный факт наблюдения областей с высоким и низким значением микротвердости. Однако, немаловажным является и факт начала падение твердости. Видно, на рис. 4.26, что первые области с низким значением микротвердости начинают появляться, уже на расстоянии 10 мм от линии сплавления. На рис. 4.27 представлены результаты распределения микротвердости поперек ЗТВ в разных системах измерения. Качественная картина распределения

от этого не изменяется. Видно, что провалы твердости есть не только в зоне частичной сфероидизации, но и на расстоянии 2,5 мм и 6,5 мм.

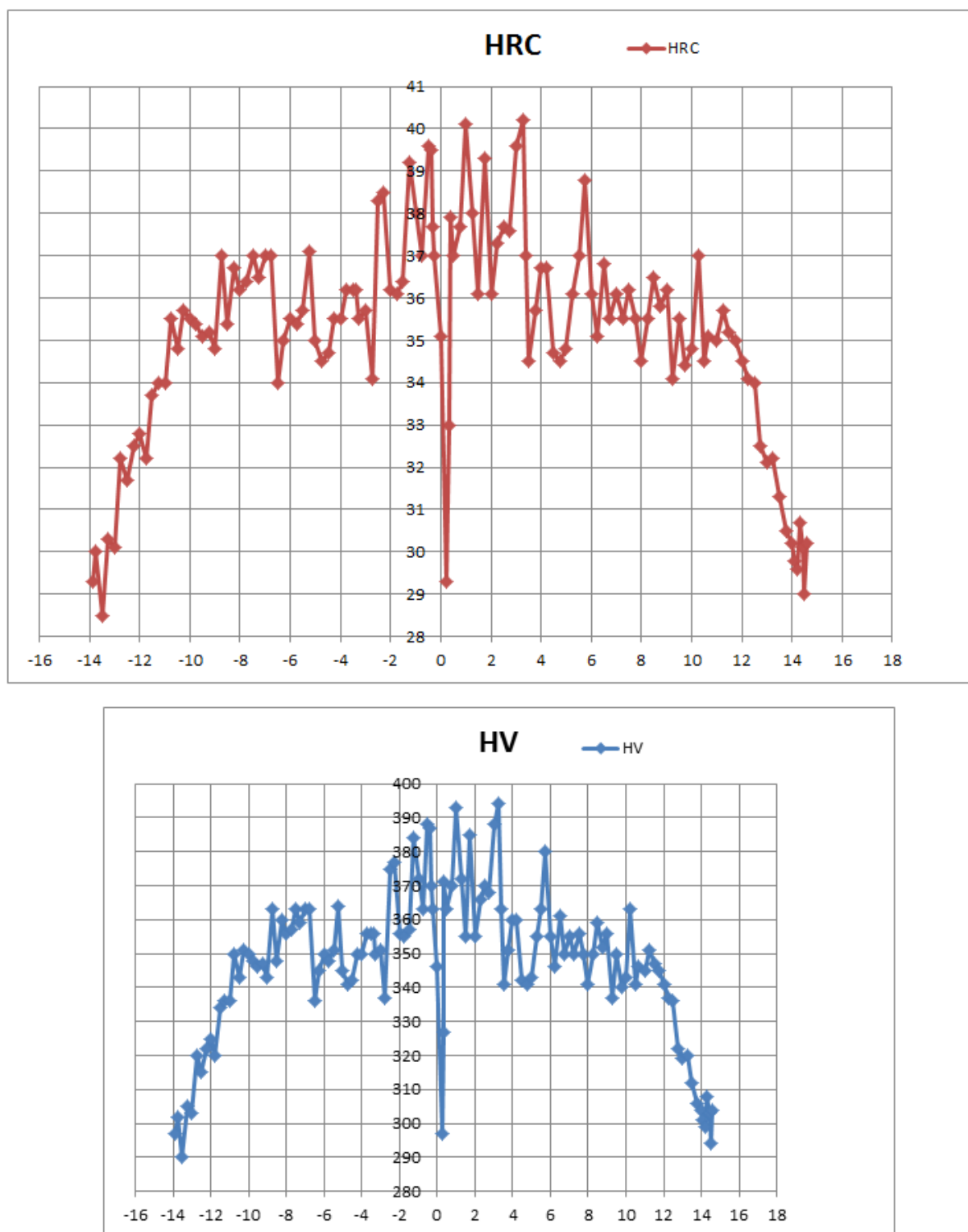
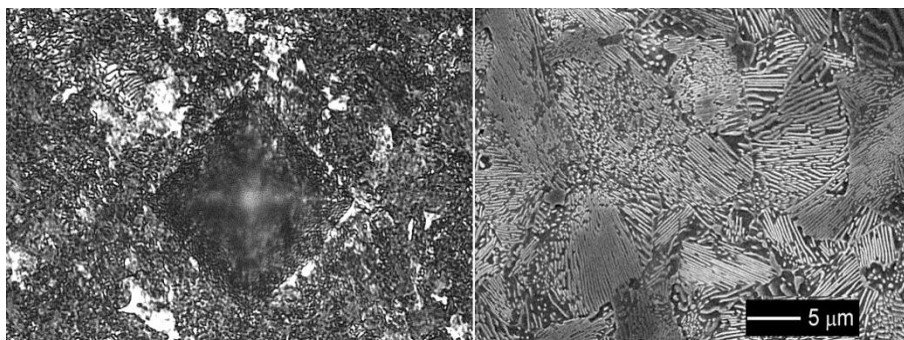
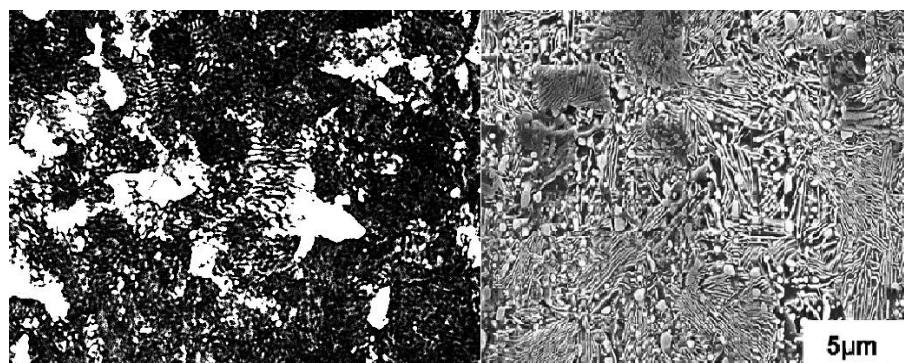


Рисунок 4.27 – Результаты распределения микротвердости поперек ЗТВ сварного стыка

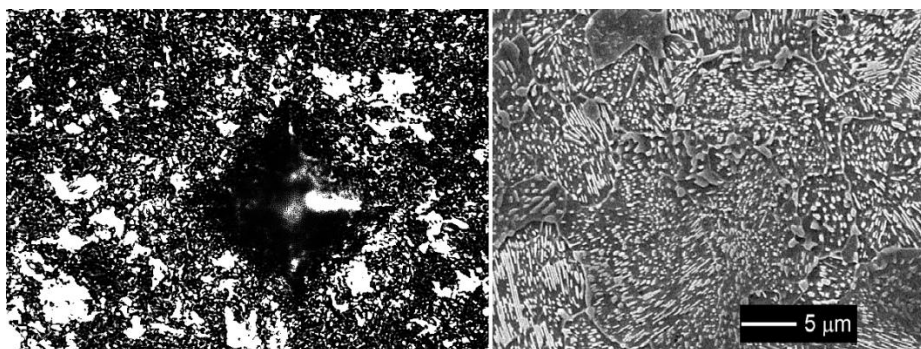
Необходимо констатировать, что резкое падение твердости в ЗТВ рельсового стыка связано с изменением структуры перлита. На рис. 4.28, а показано, что на линии 12 мм от линии сплавления микроструктура представлена пластиночной и сфероидизированной морфологией перлита. Что соответствует значением микротвердости 320-340 ед. В дальнейшем количество сфероидизированного перлита на линии 13 мм увеличивается, что оказывает влияние на значение твердости рис. 4.28, б.



а



б



в

Рисунок 4.28 – Распределение пластиночной и сфероидизированной морфологии перлита в ЗТВ: а – 12 мм от линии сплавления; б – 13 мм; в – 14 мм

Таким образом, можно констатировать, что зона падения твердости определяется соотношением количества пластиночной и сфероидизированной морфологии перлита [265-268]. Тогда если мы сможем регулировать эти соотношения, мы можем управлять показателями твердости в этой области ЗТВ. Следует отметить, что общий процесс сфероидизации [268] включает распад пластин цементита на фрагменты из-за создания границ поперек пластин, а также округление и рост этих фрагментов за счет укрупнения процессов. Все стадии контролируются эффективным коэффициентом диффузии углерода. Поэтому медленное охлаждение в интервале температур 500-700°C после сварки приводит к быстрой сфероидизации микроструктуры перлита. При увеличении скорости охлаждения при той же температуре аустенизации металла, возможно, подавить скорость формирования сфероидизированного перлита. Мы предполагаем, что сфероидизация цементита зависит от времени пребывания в области температур $\gamma + \theta$ во время сварки.

На рис. 4.29 представлена схема эксперимента по формированию оптимального аспектного отношения сфероидизированной и пластиночной морфологии перлита. Были подготовлены образцы из рельсовой стали, которые нагревали до температуры частичной аустенизации и охлаждали с различной скоростью.

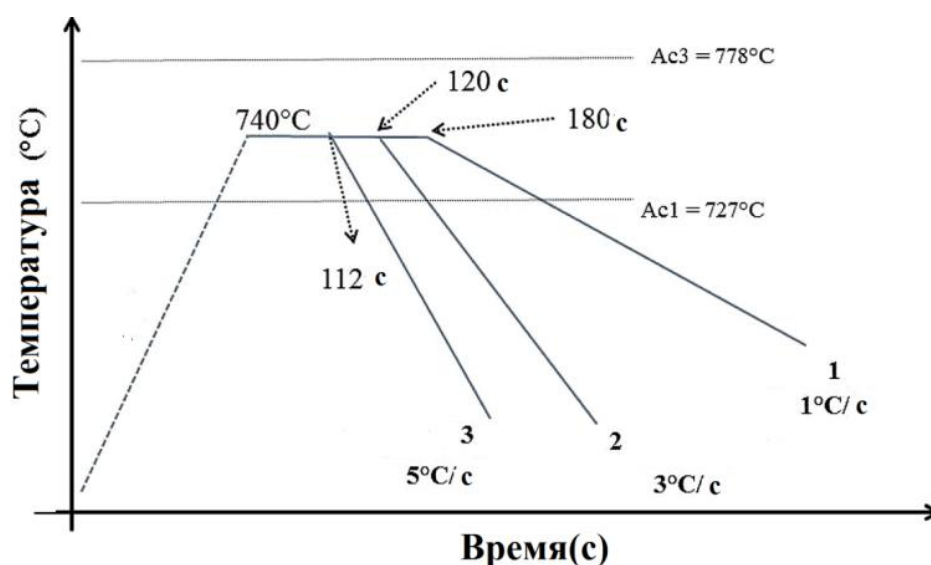


Рисунок 4.29 – Схема эксперимента по формированию оптимального аспектного отношения

Скорость сфероидизации цементита была определена количественно путем следующим образом. Чтобы охарактеризовать пластинчатый перлит и распределение карбидов была использована программа Image-Pro Plus для анализа микрофотографий SEM. Микроструктуру наблюдали при увеличении $10000\times$ или более с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ). Что касается формы цементита, подсчитывали количество (А) относительно сферических цементитов, имеющих отношение длины к ширине (аспектное отношение) 5 или менее. Отношение количества (А) к общему количеству цементита (В) было получено на основе формулы и определено как скорость сфероидизации цементита [265,266]. Пропорция количества цементитов с отношением длинной стороны к более короткой стороне (аспектное отношение) 5 или менее составляет 50 на общее количество цементита в наиболее размягченной части в зоне термического влияния сварки. Частицы цементита были затем классифицированы [265-267], как пластинчатые, если соотношение их длины к ширине было больше 8, в противном случае - как шаровидные (рис.4.30, 4,31). Результаты эксперимента представлены на рис. 4.32.

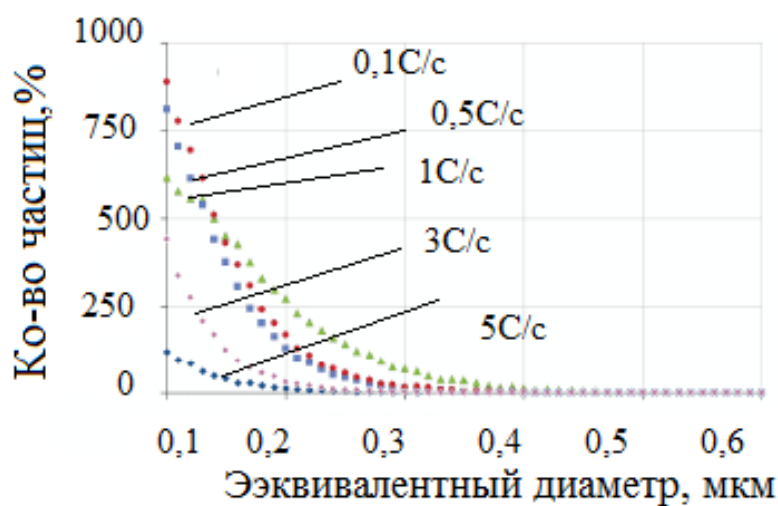


Рисунок 4.30 – Распределение частиц по эквивалентным диаметрам шаровидного цементита в зависимости от скорости охлаждения

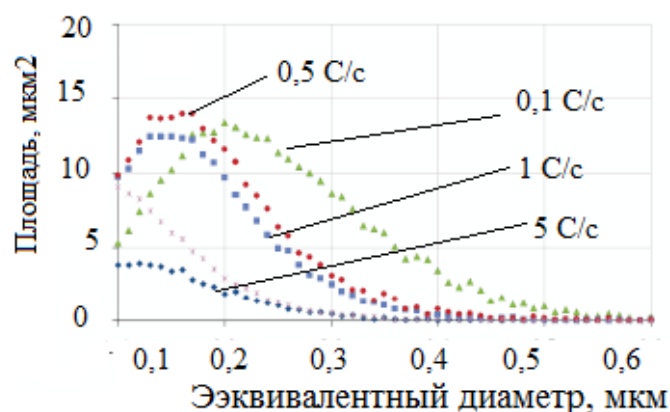


Рисунок 4.31 – Распределение по эквивалентным диаметрам шаровидного цементита и площади в зависимости от скорости охлаждения

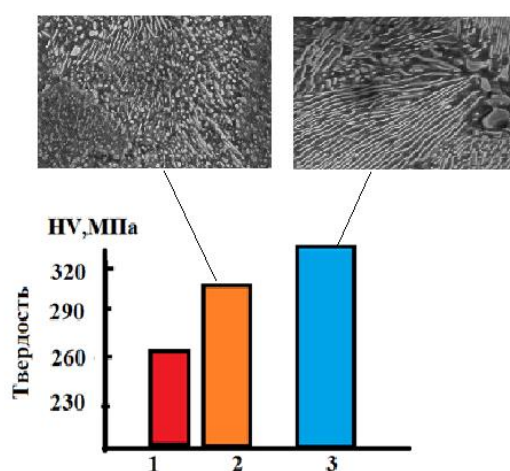


Рисунок 4.32 – Результаты экспериментального формирования аспектного отношения в перлитной структуре рельсовой стали

Установлено, что мы можем на практике управлять количеством сфероидизированного перлита в зоне падения твердости сварного стыка и тем самым добиваться равномерного распределения твердости по ЗТВ.

4.4 Исследование структуры металла ЗТВ шумами Баркгаузена

Контроль микроструктуры металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) имеет решающее значение, особенно когда инициирование трещины является критерием, используемым для предотвращения разрушения. Микроструктурные изменения, которые происходят в ЗТВ во время охлаждения, аналогичны тем,

которые происходят во время горячей прокатки или термической обработки сталей. Однако условия, создаваемые процессом сварки, значительно отличаются от тех, которые возникают при производстве стали. Сварка производит очень быстрый локальный нагрев, который создает крутые градиенты, приводящие к неравновесным условиям. Эти температурные градиенты сильно влияют на «расплавленный» основной материал рельса; температура резко падает с увеличением расстояния от линии слияния, создавая микроструктурно отличные области. В первой главе при анализе нормативной документации на процессы сварки рельсов мы указали, что единственным способом контроля является макротвёрдость. В представленной информации выше мы показали, что измерения макротвёрдости и микротвердости дают неоднозначную картину. Все зависит какую методику измерения использовать. Если использовать точечные измерения твердости, то это не дает нам объективной информации о качестве сформировавшейся структуре перлита в ЗТВ. Использование измерений по линии также недостаточно объективно. Картирование по площади существенно повышает информативность о процессах структурообразования перлитной структуры в ЗТВ сварного стыка, но отличается высокой трудоемкостью процесса. Измерение шума Баркгаузен а (BN) – это метод неразрушающего контроля, подходящий для ферромагнитных материалов, который может использоваться для помощи в обнаружении шлифовального ожога и определении характеристик материала. Было обнаружено, что BN чувствителен к изменениям многих свойств материала, например, наблюдается связь между твердостью материала [269] и остаточными напряжениями [270]. Основными проблемами при оценке свойств материала по измерительным сигналам BN являются сложные взаимодействия между свойствами материала и BN из-за стохастической природы BN и зависимости моделей оценки от каждого конкретного случая. Кроме того, изменения свойств материала накапливаются в сигнале измерения BN, что затрудняет различие между отдельными эффектами. Шумовой сигнал Баркгаузена как таковой совершенно бесполезен, но вместо этого можно вычислить некоторые особенности и затем сравнить их с интересующими свойствами материала. Традиционными признаками

являются среднеквадратичное значение (RMS), а также высота, ширина и положение так называемого профиля BN. Значение RMS во многих исследованиях уменьшается с увеличением твердости. Известно, что величину и распределение остаточных напряжений можно оценить методом MBN при использовании соответствующей калибровочной кривой. Сварные образцы рельсовых стыков рис. 4.33 были намагничены вдоль и поперек направления прокатки.

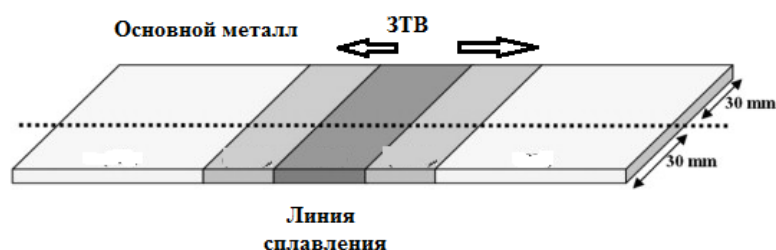


Рисунок 4.33 – Схема модельных образцов

На рис. 4.34 представлены результаты измерения магнитоупругого параметра среднеквадратичное значение (RMS) поперек сварного шва. Видно, что полученный профиль распределения совпадает с профилем распределения макротвердости и микротвердости. На рис. 4.35 распределение магнитоупругого параметра среднеквадратичное значение (RMS) поперек сварного шва на различной глубине от поверхности.

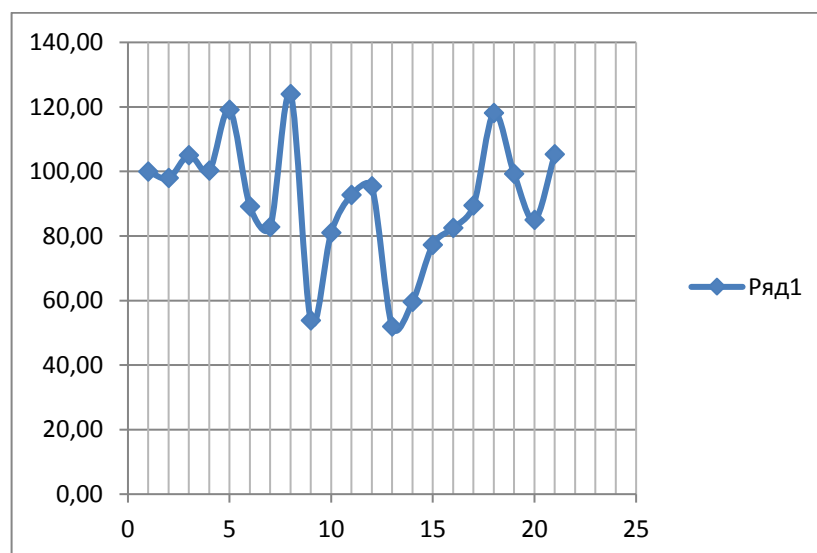


Рисунок 4.34 – Распределения магнитоупругого параметра среднеквадратичное значение (RMS) поперек образца сварного стыка рельса

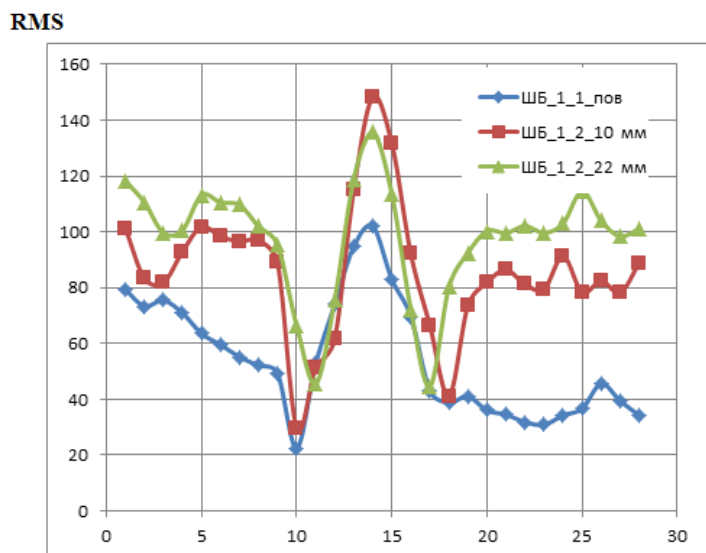


Рисунок 4.35 – Распределения магнитоупругого параметра среднеквадратичное значение (RMS) поперек образца сварного стыка рельса

Таким образом, чувствительность метода к структурному изменению в ЗТВ сварного стыка очень высокая. На следующем этапе были построены калибровочные кривые для оценки остаточных напряжений в ЗТВ рис. 4.36 для области напряжений сжатия и растяжения рис. 4.37.

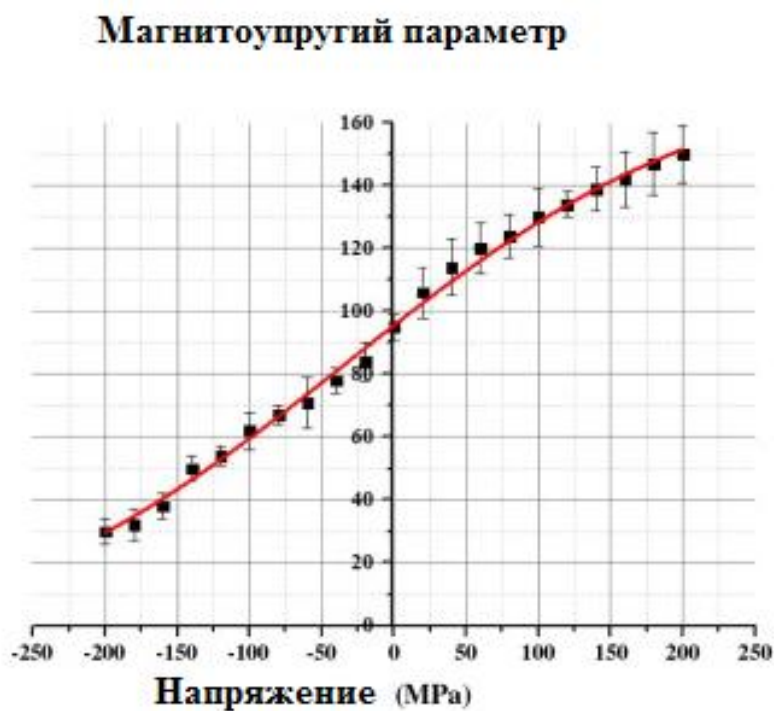


Рисунок 4.36 – Обобщенная калибровочная крива влияние напряжений на магнитоупругий параметр для рельсовой стали

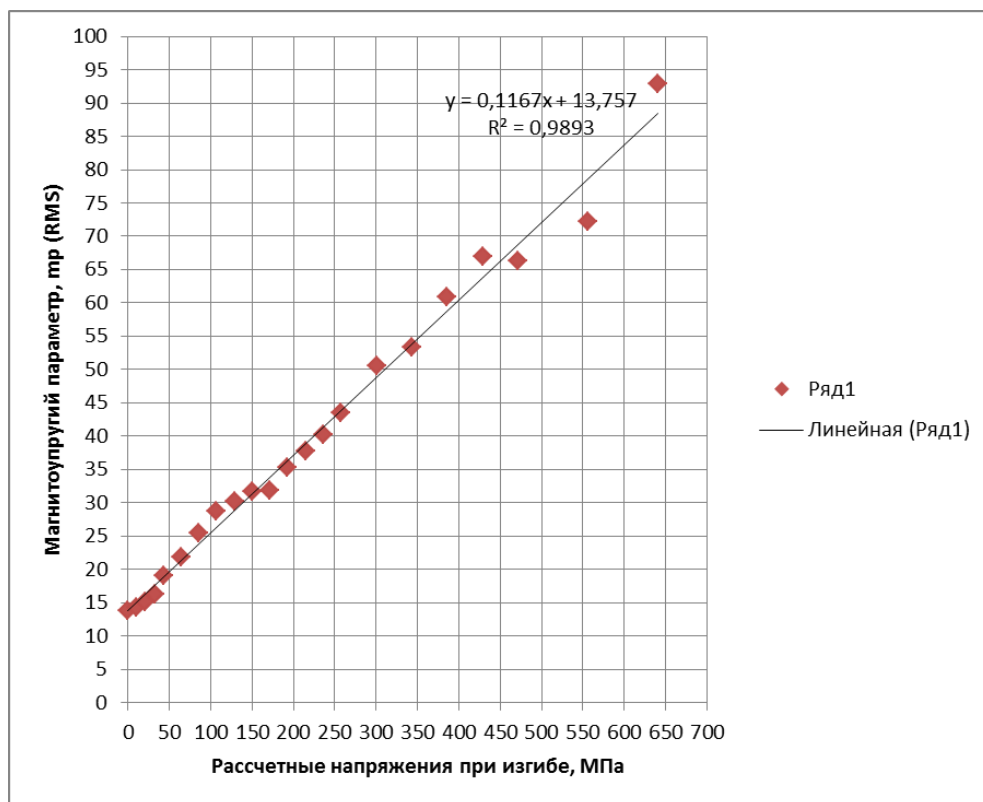


Рисунок 4.37 – Калибровочная кривая влияние напряжений растяжения на магнитоупругий параметр для рельсовой стали

Проведено картирование поперек сварного стыка рис.4.38.

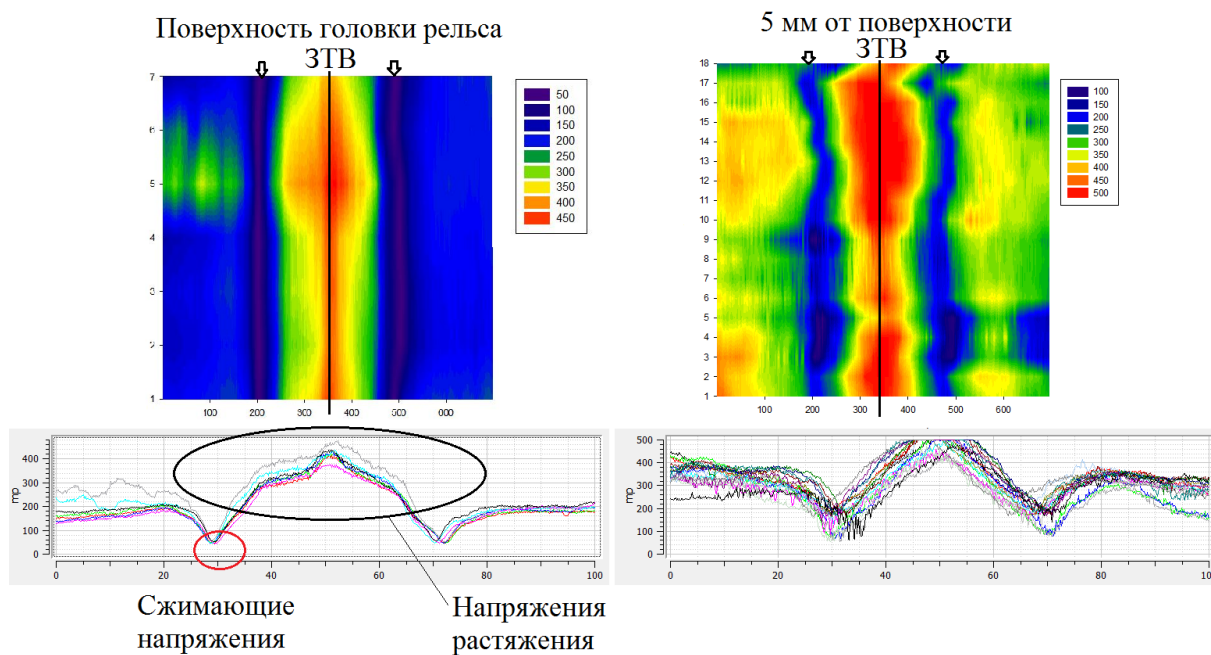


Рисунок 4.38 – Картирование поверхности сварного стыка после сварки неразрушающим методом ШБ для оценки распределения остаточных напряжений

На рис. 4.38 мы видим низкие значения магнитного параметра в области сфероидизированного перлита и наоборот по линии сплавления высокие значения магнитного параметра. С целью дополнительной проверки были сделаны измерения остаточных напряжений рентгеновским методом. Использовали портативный рентгеновский дифрактометр «Xstress 3000 G3R» (Stresstech Oy, Финляндия) в комплекте с программой Xtronic используется для определения величины остаточных напряжений в кристаллических материалах рис. 4.39. В зоне падения твердости (область сфероидизированного перлита) зафиксированы остаточные напряжения сжатия, по линии сплавления растяжения.

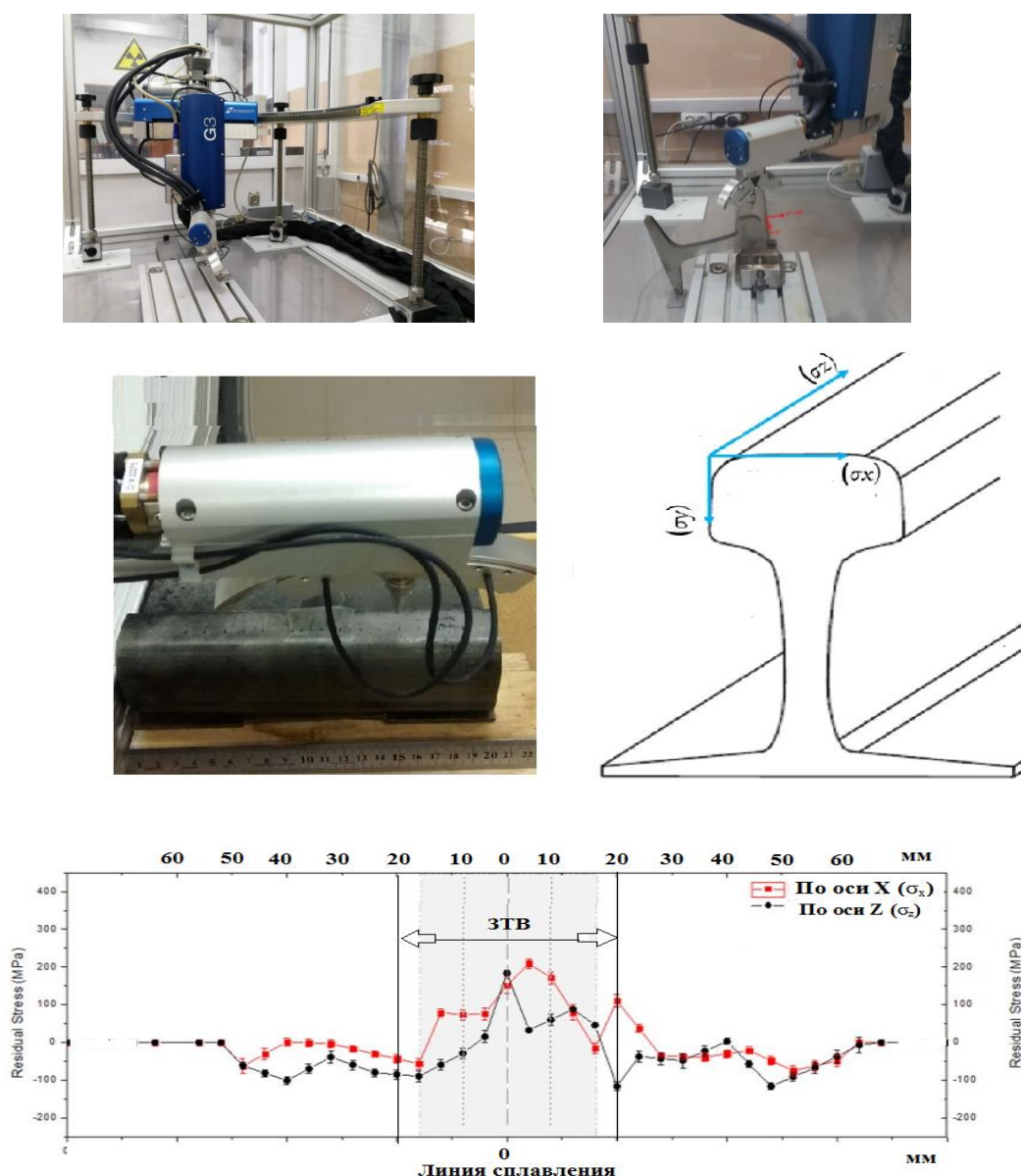
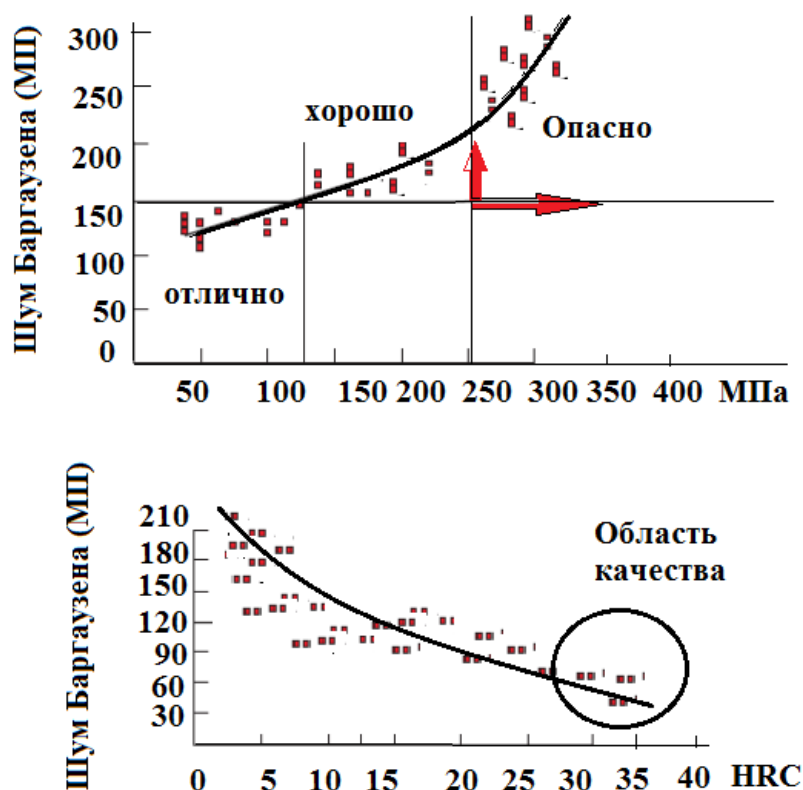


Рисунок 4.39 - Экспериментальное определение остаточных напряжений в ЗТВ сварного стыка после сварки

Проведенные исследования показали, что, когда величина напряжения сжатия, приложенного к образцам сфероидизированной цементитной структурой, увеличилась, среднеквадратичное значение сигнала (RMS), как правило, уменьшилось. По мере увеличения сфероидизированной структуры в образцах изменение среднеквадратичного значения сигнала (RMS) при приложении напряжения становилось больше; общее изменение в диапазоне напряжений от +50 МПа до -200 МПа достигло 52,8 %. Среднеквадратичное значение сигнала (RMS) постоянно увеличивается с увеличением напряжения в направлении растяжения во всех образцах. Согласно построенным калибровочным графикам возможно осуществлять контроль твердости и остаточных напряжений по ЗТВ сварного стыка.

В дальнейшем при отработке технологического неразрушающего контроля, возможно, разработать критерии качества оценки сварного стыка, как показано на рис. 4.40.



**Предлагаемые критерии контроля сварных стыков
неразрушающим методом контроля ШБ**

Рисунок 4.40 – Критерии оценки качества сварного стыка

Таким образом, представленные результаты исследования не только для контроля твердости неразрушающим методом, но для контроля остаточных напряжений можно рекомендовать использовать в практических целях на предприятиях, где осуществляется сварка рельсов.

Выводы по 4 главе

1. Установлено, что механические свойства металла ЗТВ сварного стыка рельса отличаются от свойств основного металла рельса. По таким показателям, как временное сопротивление есть небольшое снижение, предел текучести, наоборот демонстрирует незначительное увеличение, существенная разница зафиксировано в относительном сужении.

2. Дополнительно были проведены испытания на растяжения образцов ЗТВ, вырезанных из головки, шейки и подошвы. Максимальная прочность и деформации разрушения наблюдались в подошве рельса в условиях испытаний на растяжения. Полученная прочность на растяжение уменьшалась на шейке рельса, а самая низкая прочность наблюдалась в головке рельса. На основании графиков нагрузки-смещения после стандартных испытаний на растяжение получена истинная кривая напряжения-деформации $\sigma - \epsilon$. Все исходные кривые на инженерной диаграмме растяжения-растяжения практически одинаковы, но у образца подошвы немного выше, чем у других.

3. Установлено, что чем выше температура аустенизации, тем больше зерно аустенита и тем ниже предел прочности при растяжении. Таким образом, изменение прочности и удлинения в ЗТВ, может быть результатом увеличения размера аустенитного зерна.

4. Анализ поверхности разрушения образцов на растяжение показал, что для металла сварного стыка, характерно вязкое разрушение, по механизму слияния микропор. Образец разрушился не по центру, а со смещением к краю. Таким образом, зона сплавления сварного стыка не является критическим фактором. Разрушение произошло в области сфероидизированного перлита.

5. Установлено, что ударная вязкость основного металла рельса в области шейки либо находится на минимуме требований, либо не соответствует требованиям ГОСТ Р 51685-2013. Стабильные показатели по ударной вязкости, соответствующие нормативу зафиксированы на подошве рельса. Головка рельса показывает не стабильные значения ударной вязкости. Ударная вязкость по линии сплавления сварного стыка в подошве и головке рельса соответствует требованием ГОСТ Р 51685-2013 и даже незначительно выше, чем у основного металла рельса. Ударная вязкость по линии сплавления на шейки сварного стыка ниже нормативных требований. Значения ударной вязкости по ЗТВ в области шейки неоднозначные и требуют дополнительных исследований.

6. Анализ поверхности разрушения перлитного образца подтверждает явление сдвигового растрескивания. Показано, что разрушение перлита происходит путем расщепления, микро-механизме, более распространенном в хрупких материалах. Уменьшение структуры перлитной колонии, которое может происходить при снижении температуры превращения, также может способствовать повышению ударной вязкости высокоуглеродистых сталей через границы перлитной колонии, выступающие в качестве препятствий для распространения хрупких трещин.

7. Показано, что с повышением температуры аустенизации прочность на растяжение и относительное удлинение рельсовой стали постепенно уменьшаются, но энергия удара образца практически не изменяется при различных температурах аустенизации. Это указывает на то, что размер зерна аустенита не имеет ничего общего с ударной вязкостью. Размер зерна влияет на прочность не так сильно, как другие параметры перлитной структуры межпластинчатое расстояние.

8. Установлено, что перлитная колония и энергия удара в настоящем исследовании не изменились, поэтому размер перлитной колонии считается единицей контроля ударной вязкости. Распространение трещины при ударном нагружении рельсовой стали облегчается следующим факторами: перпендикулярно перлитному листу, межфазная граница между ферритом и

цементитом, сдвиговая деформация под углом 45° с цементитным листом и растрескивание вдоль границы колонии перлита.

9. Установлено, что механические свойства перлита в ЗТВ рельсового стыка могут быть связаны с микроструктурными параметрами, особенно межпластинчатым расстоянием, размером колонии и размером блока. Показано, что межпластинчатое расстояние строго контролирует прочность пластинчатого перлита. Структурная единица, контролирующая ударную вязкость или разрушение при расщеплении в пластинчатых перлитных структурах, не была до настоящего времени четко сформулирована. Изучив влияние микроструктурных параметров на ударную вязкость в перлитных сталях с помощью регрессионного анализа установлено, что размер перлитной колонии является важным параметром, поскольку границы колоний могут выступать в качестве препятствий для распространения трещин расщепления.

10. Показано, что в исходном состоянии рельс характеризуется неравномерным распределением твердости по полосе катания. Есть области с высокой твердостью и области с низкой твердостью. Провалы твердости наблюдаются в центре полосы катания и на боковой поверхности головки рельса. На глубине 10 мм от поверхности распределения твердости в головке характеризуется еще большей неоднородностью. Фактор Тейлора в отдельных зернах показывает, что есть твердые зерна (красный цвет), которые не способны вращаться и отвечать соответствующим системам скольжения, очень склонны к образованию трещин. На этом картина неравномерности распределения твердости в основном металле (а значит и предела текучести стали) не заканчивается и уже на глубине 22 мм от поверхности еще более неоднородна.

11. Установлено, что результаты измерения макротвердости сварного стыка на поверхности катания головки рельса (ПКГ), на глубине 10 мм и 22 мм качественно совпадают. В ЗТВ качественные и количественные значения совпадают. Зафиксировано, снижение твердости из-за частичной сфероидизации цементита, особенно в области частичной аустенизации ЗТВ. Результаты испытаний на одноосное растяжение, проведенное нами, показали, что как предел

текучести, так и предел прочности на растяжение испытанных сварных швов ниже, чем у металла рельса, и это объясняется падением твердости в областях металла, расположенным между 10 и 14 мм от линии сплавления сварного шва.

12. Исследование значений микротвёрдости в области линии сплавления показало, что ее распределение твердости близко к бимодальному. Большая частота значение выпадает на высокие показатели твердости доэвтектоидного феррита, что, по всей видимости, связано с явлением частичного растворения углерода в феррите в процессе высокотемпературной деформации и как следствии этого упрочнения этой фазы.

13. Установлено методом картирования микротвёрдости, что в зоне (2,5 мм), прилегающей к линии сплавления, фиксируются высокие значения твердости. Именно эта зона, определенная нами в главе 3, как зона сильной пластической деформации, где происходит термомеханическое упрочнение металла рельсового стыка. Также видна зона падения твердости на расстоянии 12 мм от линии сплавления.

14. Важным результатом картирования по площади является факт установления областей с высоким и низким значением микротвёрдости. Однако, немаловажным является и факт начала падения твердости. Первые области с низким значением микротвёрдости начинают появляться, уже на расстоянии 10 мм от линии сплавления. Установлено, что провалы твердости есть не только в зоне частичной сфероидизации, но и на расстоянии 2,5 мм и 6,5 мм. Картирование по площади существенно повышает информативность о процессах структурообразования перлитной структуры в ЗТВ сварного стыка и отличается высокой чувствительности к структурным изменениям.

15. Применение метода картирования микротвёрдости позволило установить механизм сфероидизации перлита в ЗТВ и выявить аспектное отношение (количество пластинчатого и сфероидизированного перлита). Показано, что возможно регулировать эти соотношения в ЗТВ и управлять показателями твердости.

16. Установлено, что общий процесс сфероидизации в ЗТВ рельсового стыка включает распад пластин цементита на фрагменты из-за создания границ поперек пластин, а также округление и рост этих фрагментов за счет укрупнения процессов. Все стадии контролируются эффективным коэффициентом диффузии углерода. Поэтому медленное охлаждение в интервале температур 500-700 °С после сварки приводит к быстрой сфероидизации микроструктуры перлита. При увеличении скорости охлаждения при той же температуре аустенизации возможно подавить скорость формирования сфероидизированного перлита. Мы предполагаем, что сфероидизация цементита зависит от времени пребывания в области температур $\gamma + \theta$ во время сварки.

17. Установлено, что мы можем на практике управлять количеством сфероидизированного перлита в зоне падения твердости сварного стыка и тем самым добиваться равномерного распределения твердости по ЗТВ в процессе сварки рельса.

18. Исследование структуры металла ЗТВ шумами Баркгаузена, показал высокую степень чувствительности к изменению структуру металла. Установлена хорошая корреляция величин магнитного параметра ШБ с твердости металла шва. Данный метод контроля микроструктуры может быть рекомендован к внедрению в РСП по сети дорог ОАО «РЖД» в качестве дополнительного способа, неразрушающего контроля качества сварного стыка рельса. Согласно построенным калибровочным графикам, возможно, осуществлять контроль твердости и остаточных напряжений по ЗТВ сварного стыка. В дальнейшем при отработке технологического неразрушающего контроля, возможно, разработать критерии качества оценки сварного стыка.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате выполнения диссертационной работы, направленной на установление особенностей влияния структуры металла на эксплуатационные свойства рельсового стыка, получены следующие основные результаты:

1. Проведен анализ структуры рельсового стыка в зоне термического влияния и по линии сплавления. Установлены основные структуры металла в ЗТВ рельсового стыка: доэвтектоидный феррит, перлит различной морфологии (пластинчатый, сфероидизированный, вырожденный). Показано, что для оценки качества сварки и термообработки рельсового стыка оптическая металлография не обладает достаточной разрешающей способностью и не способна обеспечить количественные измерения морфологических параметров структуры перлита.

2. Электронной микроскопией определены основные морфологические особенности структуры перлита металла в ЗТВ рельсового стыка: межпластинчатое расстояние, толщину ферритной и цементитной пластин, размеры перлитной колонии и перлитного блока. Показана высокая неоднородность дисперсности перлита в ЗТВ по объёму рельсового стыка. Неоднородность дисперсности перлита в головке рельса составляет 60-140 нм, в шейке – 120-185 нм, в подошве – 110-196 нм.

3. Показано, что размер аустенитного зерна и, следовательно, размеры перлитных колоний в каждой области ЗТВ рельсового стыка зависят от пиковой температуры в момент сварки. Размер зерна аустенита в области линии сплавления составляет 254 мкм и далее по мере удаления от нее снижается до 65,3 мкм (расстояние 5 мм), 18,1 мкм (расстояние 10 мм). В области линии сплавления формируются перлитные колонии размером 30-55 мкм. В области рафинирования зерна средний размер колонии перлита составил 9 мкм, поскольку они сформированы из рекристаллизованного мелкого аустенита.

4. Найдена модификация перлита с частичной сфероидизацией цементита, отличающаяся от чисто сфероидизированной морфологии тем, что цементитные пластинки внешне выглядят, как пластиночные, но уже диспергированы и

сформированы в многочисленные сферы, которые находятся в площади «материнской» пластины цементита и имеют низкие значения микротвердости.

5. Установлено, что характерной особенностью перлитной структуры металла ЗТВ являются ее дефектность и несовершенство в виде разрывов, разветвлений, отверстий, мостиков и искривлений, изгибов и кривизны цементитных пластин в перлитной колонии. На основе зафиксированных особенностей структуры перлита вычислены параметры качественных отношений, в частности, соотношение толщин пластин цементита и феррита для каждой области ЗТВ.

6. Показано, что механические свойства металла со структурой перлита в ЗТВ рельсового стыка связаны с микроструктурными параметрами (межпластинчатом расстоянии, размером колонии и размером блока, толщиной ферритной и цементитной пластины). Установлено, что межпластинчатое расстояние строго контролирует прочность пластинчатого перлита. С помощью регрессионного анализа микроструктурных параметров установлено, что размер перлитной колонии является важным структурным параметром, контролирующим ударную вязкость, т.к. границы колоний могут выступать в качестве препятствий для распространения трещин расщепления. Установлено, что около 70% измеренных большеугловых границ варьирующиеся в диапазоне от 19° до 33° могут эффективно препятствовать распространению трещины.

7. С помощью фрактографического анализа найдено, что размер граней скола на поверхностях разрушения варьируется от нескольких микрон до нескольких десятков микрон. Показано, что размер зерна аустенита (в диапазоне от 20 до 60 мкм) не влияет на ударную вязкость. Блоком управления ударной вязкости рельсовой стали является размер перлитной колонии.

8. Предложено рассматривать металл в ЗТВ сварного стыка как новый материал, отличающийся по химическому составу и структуре от рельсовой стали, и оценивать его по параметрам качества, используя на первом этапе микроструктурный параметр качества МПК, определяемый на основе отношения межпластинчатого расстояния ($0,75-0,91 < 1$) рельсовой стали и металла ЗТВ

сварного стыка. Определены три диапазона изменения МПК, отражающие качество микроструктуры рельсового стыка. Предложено использовать текстурный, микроструктурный и мезоструктурный параметры качества металла, отражающие ориентацию зерен в плоскости скольжения, морфологию пластин, межпластинчатое расстояние, размеры перлитных блоков, колоний и аустенитного зерна, а также отношение малоугловых и большеугловых границ зерен.

9. Установлено, что в сварном рельсовом стыке зона снижения твердости связаны с соотношением в структуре пластинчатого и сфероидизированного перлита. Показана возможность регулирования этого соотношения за счет скорости охлаждения ($3-9^{\circ}\text{C}/\text{с}$) металла в интервале температур $500-700^{\circ}\text{C}$ после сварки и управления показателями твердости в этой области ЗТВ. Предложены рекомендации по корректировке технологии сварки с целью уменьшения доли сфероидизированного перлита в ЗТВ сварного стыка за счет регулирования скорости охлаждения после сварочного цикла.

10. Показано, что определенный с помощью метода шумов Баркгаузена характер изменения магнитоупругого параметра поперек сварного шва рельсового стыка совпадает с профилем распределения макро- и микротвердости. Контроль твердости и остаточных напряжений в ЗТВ сварного стыка осуществляют с помощью калибровочных графиков. Исходя из этих положений предложен метод неразрушающего контроля структурного фактора и остаточных напряжений в ЗТВ рельсового стыка. Данный метод контроля микроструктуры рекомендован к внедрению в РСП по сети дорог ОАО «РЖД» в качестве дополнительного способа, неразрушающего контроля качества сварного стыка рельса.

Рекомендации и перспективы дальнейшей разработки темы исследования.

Для дальнейшего изучения особенностей структурообразования в зоне термического влияния сварного стыка рельсовой стали планируется провести ряд исследований на наноразмерном уровне, а именно уточнение с помощью нанотвердомера разработанной нами на примере микротвёрдости технологии картирования; построение структурных карт с использованием электронной

микроскопии при помощи анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов.

В перспективе планируется разработка новой технологии сварки и термической обработки с исследованиями материала в зоне термического влияния сварного стыка с учетом полученных данных об особенностях структурообразования при различных технологических режимах.

Развитие метода неразрушающего контроля с использованием шумов Баркгаузена будет направлено на разработку технологии для дальнейшего применения в автоматизированной линии неразрушающего контроля.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Повышение качества отечественных железнодорожных рельсов [Текст] / Л. А. Смирнов [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Чёрная металлургия». – 2005. – № 6. – С. 43–49.
2. Шур, Е. А. Повреждения рельсов / Е. А. Шур. – М.: Интекс, 2012. – 192 с.
3. Андреев, Г.Е. Неиспользованные резервы бесстыкового пути [Текст] / Г.Е. Андреев, Т.А. Лapidус // Железнодорожный транспорт. – 1981. – № 10. – С. 48-52.
4. Мищенко, К.Н. Бесстыковой рельсовый путь [Текст] / К.Н. Мищенко. – М.: Трансжелдориздат, 1950. – 80 с.
5. Бесстыковой путь [Текст] / В.Г. Альбрехт, Н.П. Виноградов, Н.Б. Зверев [и др.] ; Под ред. В.Г. Альбрехта, А.Я. Когана. – М.: Транспорт, 2000. – 408 с.
6. Борц, А. И. Исследования инновационной рельсовой продукции и перспективы её дальнейшего развития [Текст] / А. И. Борц // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений : сборник научных докладов по материалам юбилейного 130-го заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Новокузнецк, 7-9 октября 2014 г. – Санкт-Петербург, 2015. – С. 107–120.
7. Черняк, С. С. Проблемы повышения эксплуатационной стойкости стали [Текст] / С. С. Черняк. – Иркутск: Изд-во ИрГУПС, 2007. – 345 с.
8. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов [Текст] : монография / В. В. Павлов [и др.]. – Москва: Теплотехник, 2007. – 280 с.
9. Великанов, А. В. Влияние химического состава на свойства термически обработанной рельсовой стали [Текст] / А. В. Великанов, Я. Р. Раузин // Рельсы повышенной эксплуатационной стойкости: труды ВНИИЖТ. – Москва : Транспорт, 1966. – С. 138–152.
10. Поляков, В. В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов [Текст] / В. В. Поляков, А. В. Великанов. – Москва : Металлургия, 1990. – 416 с.

11. Масару Уэда. Характеристики термоупрочненных рельсов и новейшие разработки NipponSteel [Текст] / Масару Уэда, Кацуя Ивано, Такэси Ямамото // Инженерные решения. – 2012. – № 1. – С. 9–11.
12. Производство рельсов повышенной износостойкости [Текст] / В. В. Павлов [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 10. – С. 35–37.
13. Ворожищев, В. И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности [Текст] / В. И. Ворожищев. – Новокузнецк, 2008. – 350 с.
14. Технологические аспекты производства железнодорожных «суперперлитных» рельсов [Текст] / А. Б. Юрьев, И. В. Александров, Н. А. Козырев, Л. В. Корнева, О. П. Атконова // Сталь. – 2009. – № 8. – С. 78–79.
15. Термически упрочненные рельсы [Текст] / под ред. А. Ф. Золотарского. – Москва : Транспорт, 1976. – 264 с.
16. Георгиев, М. Н. Трециностойкость железнодорожных рельсов [Текст] / М. Н. Георгиев. – Кемерово : ФЛАГ, 2006. – 211 с.
17. Резанов, В. А. Разработка метода оплавления контактной сварки легированных рельсовых сталей [Текст] : автореф. дис. канд. тех. наук (05.02.10) / Резанов Виктор Александрович; ФГБОУ ВПО «МАТИ – Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского». – Москва, 2013. – 20 с.
18. Ермаков, В. М. О некоторых вопросах ведения рельсового хозяйства [Текст] / В. М. Ермаков // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых креплений : сборник научных докладов по материалам юбилейного 130-го заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Новокузнецк, 7–9 октября 2014 г. – Санкт-Петербург, 2015. – С. 137–148.
19. Полевой, Е. В. Разработка технологии дифференцированной термической обработки рельсов [Текст] / Е. В. Полевой, К. В. Волков, Е. П. Кузнецов [и др.] // Сталь. – 2014. – № 7. – С. 89–90.
20. Полевой, Е. В. Сравнительный анализ микроструктуры и свойств дифференцированно и объемно термоупрочненных рельсов [Текст] / Е. В. Полевой,

А. Б. Добужская, М. В. Темлянцев // Вестник Сибирского Государственного индустриального университета. – 2016. – № 2. – С. 18–22.

21. Юрьев, А. Б. Разработка и внедрение первой в России технологии производства дифференцированно-термоупрочненных рельсов с использованием тепла прокатного нагрева [Текст] / А. Б. Юрьев, Г. Н. Юнин, А. В. Головатенко, В. В. Дорофеев, Е. В. Полевой // Сталь. – 2016. – № 11. – С. 33–35.

22. Могильный, В. В. Результаты производства и качество рельсов ОАО «НКМК» [Текст] / В. В. Могильный, К. В. Волков, Е. П. Кузнецов // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений: сборник научных трудов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Новокузнецк, 26–29 октября 2010 г. – Екатеринбург, 2010. – С. 26–32.

23. Исследование возможности использования полимерной среды Na-KMЦ для закалки рельсов и деталей рельсовых скреплений [Текст] / А. В. Захаров [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1991. – № 4. – С. 24–27.

24. Исследование возможности использования полимерной среды для закалки рельсов [Текст] / Э. Л. Колосова [и др.] // Известия вузов. Чёрная металлургия. – 1988. – № 12. – С. 76–80.

25. Капнин, В. В. Освоение технологии производства рельсов на ОАО «ЧМК» [Текст] / В. В. Капнин, Д. В. Шабуров // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений : сборник научных докладов по материалам юбилейного 130-го заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Новокузнецк, 7–9 октября 2014 г. – Санкт-Петербург, 2015. – С. 77–79.

26. Снитко, Ю. П. Челябинские рельсы будут лучшими [Текст] / Ю. П. Снитко // Металлы Евразии. – 2009. – № 1. – С. 42–46.

27. Современные подходы к разработке технологии дифференцированной термообработки рельсов [Текст] / С. В. Хлыст [и др.] // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений : сборник научных трудов

по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Новокузнецк, 26–29 октября 2010 г. – Екатеринбург, 2011. – С. 138–143.

28. Исследование возможности закалки рельсов в водополимерных средах [Текст] / В. И. Ворожищев [и др.] // Сталь. – 2005. – № 11. – С. 126–131.

29. Мозер, А. Изготовление и эксплуатация рельсов с упрочненной головкой [Текст] / A. Moser, R. Oswald // Eisenbahntechnische Rundschau. – 1991. – № 1/2. – Р. 87–92.

30. Железнодорожные рельсы для Сибири [Текст] / В. П. Дементьев, Л. В. Корнева [и др.] // Иркутский гос. ун-т путей сообщения. – Иркутск, 2010. – 320 с.

31. Козырев, Н. А. Производство железнодорожных рельсов из электростали [Текст] / Н. А. Козырев, В. П. Дементьев // Новокузнецкий ин-т повышения квалификации. – Новокузнецк, 2000. – 123 с.

32. Научно-технические решения производства рельсов высокой эксплуатационной стойкости в СССР и за рубежом [Текст] / Д. К. Нестеров, В. Е. Сапожков, Н. Ф. Левченко [и др.] // Транспорт: наука, техника управления ВИНТИ АН СССР. – 1991. – № 6. – С. 15–24.

33. Геллер, В. Производство рельсов в Англии, США, Канаде и Японии и тенденции улучшения их качества [Текст] / В. Геллер // Черные металлы. – 1970. – № 17. – С. 36–40.

34. Hoffman, G. Oberflächenvergütung von Normal, schienen durch inductive mittelfrequenz Erwärmung / G. Hoffman // Deutsche Eisenbahntechnik. – 1959. – Jg. 7. – № 1. – Р. 37–43.

35. Рельсы «ХАЙ-ЛАЙФ». Проспект фирмы «British Steel TRACK Products», Великобритания, 1984. – 24 с.

36. Качество термически упрочнённых рельсов и подкладок. Исследования. Теория. Оборудование. Технология. Эксплуатация [Текст] / Т.С. Скобло, В.Е. Сапожков, Н.М. Александрова, А.И. Сидашенко. Под ред. проф. Т.С. Скобло. – Харьков: ТОВ «Щедра садиба плюс», 2014. – 577 с.

37. Marich, S. Research on Rail Metallurgy / S. Marich // Bull-Amer, Railway – Eng Assos. – 1978. – № 663. – Р. 594–610.

38. Veda, M. Development of NKK-Los alloy Head Hardened rails / M. Veda, K. Fukuda, T. Wada // Nippon Kakan Technikal Report Overseas. – 1987. – № 48. – P. 49–58.
39. Heller Modern, W. Developmevit in Rail Steel / W. Heller, R. Schweitzer, L. Weber // Metallurgia and Production – Ganadaion Mettallurgial. Qnarterly. – 1962. – 21. – № 1. – P. 15–16.
40. Кеппен, А. П. Материалы для истории рельсового производства в России. [Текст] / А. П. Кеппен // Вырезки из «Журнала Министерства Путей Сообщения». По архивным материалам горного департамента. – СПб., 1899. – 131 с.
41. Энрольд, Ф. И. Нормальные типы рельсов [Текст] / Ф. И. Энрольд // Инженерные записки. – Т. 1, Вып. 2. – СПб., 1874. – 507 с.
42. Тарасова, В. Н. Эволюция технических требований к рельсам в Российской Империи – СССР – Российской Федерации (конец XIX – начало XXI в.) [Текст] / В. Н. Тарасова, О. Н. Воронина // Вопросы истории естествознания и техники. – 2013. – № 1. – С. 99–114.
43. Sawley, K. Development of bainitic rail steels with potential resistance to rolling contact fatigue [Text] / K. Sawley, D. Kristan // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. – 2003. – Vol. 26. – № 10. – P. 1019–1029.
44. Шур, Е. А. Влияние структуры на эксплуатационную стойкость рельсов [Текст] / Е. А. Шур // Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов: сборник научных трудов по материалам II Всероссийского научно-технического семинара, Екатеринбург, 16–17 мая 2006 г. – Екатеринбург, 2006. – С. 37–64.
45. Ивано, Г. Технические и эксплуатационные характеристики рельсов с высоким содержанием углерода [Текст] / Г. Ивано, И. Кацуя // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений : сборник научных докладов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Анапа, 28–29 сентября 2011 г. – Екатеринбург, 2012. – С. 72–80.

46. Ordóñez Olivaresa, R. Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use / R. Ordóñez Olivaresa, C.I. Garciaa, A. DeArdoa, S. Kalayb, F.C. Robles Hernández // *Wear*. – 2011. – Vol. 271. – Issues 1–2. – P. 364–373. DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.048.
47. Счастливцев, В. М. Тонкопластинчатый перлит - первый объёмный наноматериал в углеродистой стали [Текст] / В. М. Счастливцев, И. Я. Яковлева // *Известия РАН. Серия физическая*. – 2015. – Том 79. – № 9. – С. 1221–1224.
48. Shipway, P.H. The hardness and sliding wear behaviour of a bainitic steel / P.H. Shipway, S.J. Wood, A.H. Dent // *Wear*. – 1997. – Vol. 203–204. – P. 196–205.
49. Bhadeshia, H. K. D. H. Martensite and bainite in steels / H. K. D. H. Bhadeshia // *Supplement au Journal de Physique*. – 1997. – № 5. – P. 367–376.
50. Bhadeshia, K. D. H. High Performance Bainitic Steels / K. D. H. Bhadeshia // *Materials Science Forum*. – 2005. – Vol. 500-501. – P. 63–74.
51. Pointner, P. High strength rail steels-The importance of material properties in contact mechanics problems / P. Pointner // *Wear*. – 2008. – 265(9-10). – P. 1373–1379.
52. Hlavaty, I. The Bainitic steels for rails applications / I. Hlavaty, M. Sigmyndi // *Material ingeniiring*. – 2009. – Vol. 16. – P. 44–48.
53. Балановский А. Е. Система колесо - рельс : в 3ч. Ч.1 Конец системы колесо-рельс и вновь начало / А. Е. Балановский – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2011. – 1012 с.
54. Chang, L.C. The rolling/sliding wear performance of high silicon carbide-free bainitic steels / L.C. Chang // *Wear*. – 2005. – 258. – P. 730–743.
55. Zhang, F.C. Effects of hydrogen on the properties of bainitic steel crossing / F.C. Zhang, C.L. Zheng, B. Lv, T.S. Wang, M. Li, M. Zhang // *Eng. Fail. Anal.* – 2009. – 16. – P. 1461–467.
56. Li, Y. Effects of deformation on the microstructures and mechanical properties of carbide-free bainitic steel for railway crossing and its hydrogen embrittlement characteristics / Y. Li, F. Zhang, C. Chen, B. Lv, Z. Yang, C. Zheng // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2016. – 651. – P. 945–950.

57. Павлов, В.В. Железнодорожные рельсы из бейнитной стали [Текст] / В.В. Павлов, Л.А. Годик, Л.В. Корнева, Н.А. Козырев, Е.П. Кузнецов // *Металлург.* – 2007. – № 4. – С. 51–53.
58. Kalousek, J. The wear resistance and worn metallography of pearlite, bainite and tempered martensite rail steel microstructures of high hardness / J. Kalousek, D.M. Fegredo, E.E. Laufer // *Wear.* – 1985. – 105. – P. 199–222.
59. Garnham, J.E. Dry rolling-sliding wear of bainitic and pearlitic steels / J.E. Garnham, J.H. Beynon // *Wear.* – 1992. – 157. – P. 81–109.
60. Viáfara, C.C. Unlubricated sliding wear of pearlitic and bainitic steels / C.C. Viáfara, M.I. Castro, J.M. Vélez, A. Toro // *Wear.* – 2005. – 259. – P. 405–411.
61. Clayton, P. Unlubricated sliding and rolling/sliding wear behavior of continuously cooled, low/medium carbon bainitic steels / P. Clayton, N. Jin // *Wear.* – 1996. – 200. – P. 74–82.
62. Heshmat A. Aglan. Fatigue Crack Growth and Fracture Behavior of Bainitic Rail Steels / Heshmat A. Aglan. – U.S. Department of Transportation Federal Railroad Administration Office of Railroad Policy and Development Washington, DC 20590 Technical Report, 2011. – 57 p.
63. Окладников, Е. В. Рельсы отечественных и иностранных предприятий [Текст] / Е. В. Окладников // *Путь и путевое хозяйство.* – 2010. – № 6. – С. 11–17.
64. Garnham, J.E. Very early stage rolling contact fatigue crack growth in pearlitic rail steels / J.E. Garnham, C.L. Davis // *Wear.* – 2011. – 271(1–2). – P. 100–112.
65. Panda, B., R. Balasubramaniam, and A. Moon, Microstructure and mechanical properties of novel rail steels// *Materials Science and Technology*, 2009. 25: p. 1375-1382.
66. ГОСТ Р 51685–2013. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия (с изменением № 1) [Текст] – Взамен ГОСТ Р 51685–2000 ; введ. 2014–07–01. – Москва : Стандартинформ, 2014. – 95 с.
67. Рейхарт, В. А. Ударная вязкость рельсовой стали [Текст] / В. А. Рейхарт // *Путь и путевое хозяйство.* – 2005. – № 12. – С. 17–18 .

68. Производство рельсов для высокоскоростных дорог и их контроль в потоке [Текст] / К. Ф. Беккер [и др.] // Чёрные металлы. – 2000. – № 5. – С. 32–37.
69. Павлов, В. В. Выбор технологических параметров термической обработки рельсов [Текст] / В. В. Павлов // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений : сборник научных докладов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Нижний Тагил, 25–26 июня 2008 г. – Екатеринбург, 2009. – С. 112–134.
70. Шур, Е. А. Структурные основы термической обработки рельсов [Текст] / Е. А. Шур // Термическая обработка металлов : сборник докладов. – Москва : Металлургия, 1974. – № 3. – С. 36–38.
71. Рейхарт, В. А. Можно ли узнать соответствуют рельсы конкретным условиям или нет? [Текст] / В. А. Рейхарт // Путь и путевое хозяйство. – 1994. – №8. – С. 10–11.
72. Воронина О. Н. Развитие конструкций железнодорожных рельсов, их стыковых соединений и технологий обработки [Текст]: Специальность 07.00.10 – История науки и техники, Диссертация на соискание учёной степени кандидата технических наук / Воронина Ольга Николаевна. – Москва, 2014. – 190 с.
73. Полевой Е. В. Разработка ресурсосберегающей технологии дифференцированной термической обработки длинномерных железнодорожных рельсов [Текст] / Специальность 05.16.01 – металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, Диссертация на соискание учёной степени кандидата технических наук, Новокузнецк – 2018. – 129 с.
74. Формирование структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в объемно и дифференцированно закаленных рельсах [Текст] / В. Е. Громов, К. В. Волков, Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, К. В. Алсараева, С. В. Коновалов // Успехи физики металлов. – 2014. – Т. 15. – № 1. – С. 1–33.
75. Сравнительный анализ структурно-фазовых состояний в рельсах после объемной и дифференцированной закалки [Текст] / В. Е. Громов, А. Б. Юрьев, К. В. Морозов, К. В. Волков, Ю. Ф. Иванов // Сталь. – 2014. – № 7. – С. 91–95.

76. Формирование структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в объемно закаленных рельсах специальных категорий [Текст] / В. Е. Громов, К. В. Волков, Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 6. – С. 54–61.

77. Природа упрочнения зеренной структуры рельсов, подвергнутых объемной закалке [Текст] / К. В. Морозов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, А. Б. Юрьев, В. А. Батаев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т. 11, № 3. – С. 293–297.

78. Анализ структурно-фазовых состояний в рельсах, подвергнутых объемной и дифференцированной закалке [Текст] / К. В. Морозов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, А. М. Глезер, В. А. Батаев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2015. – № 4. – С. 22–26.

79. Микроструктура закаленных рельсов [Текст] / В.Е. Громов, А.Б. Юрьев, К.В. Морозов, Ю.Ф. Иванов. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2014. – 216 с.

80. Морозов, К.В. Формирование тонкой структуры рельсов при объемной и дифференцированной закалке [Текст]: дис. на соискание ученой степени кандидата технических наук (01.04.07) / Морозов Константин Викторович; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», Новокузнецк, 2015. – 180с.

81. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография[Текст] / С.А. Салтыков. - М.: Металлургия, 1970. -376 с.

82. Тушинский Л. И. Структура перлита и конструктивная прочность стали [Текст] / Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова. – Новосибирск: Наука, 1993. – 280 с.

83. Перлит в углеродистых сталях [Текст] / В. М. Счастливцев, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева [и др.]. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 312 с.

84. Совершенствование рельсовых сталей [Текст] // Железные дороги мира. – 2016. – №1. – С.74–76.

85. Трансфер инновационных технологий: железнодорожные рельсы – результаты и перспективы [Текст] / С. В. Палкин, Е. А. Шур, В. А. Рейхарт, А. И.

Борц, А. В. Сухов, И. В. Романовская, К. Л. Заграничек // Техника железных дорог. – 2014. – № 4. – С.58–65.

86. Чельшев Н.А. Охлаждение рельсов водо-воздушной смесью / Н.А. Чельшев // Сб.: Металлургия и коксохимия. Термическая обработка стали. – Киев: Изд-во Техніка, 1973. – № 36. – С. 81–83.

87. Кадыков, Н. А. Исследование охлаждающей способности различных сред [Текст] / Н. А. Кадыков, В. С. Львов // Сб.: Металлургия и коксохимия. Термическая обработка стали. – 1979. – № 36. – С. 14–16.

88. Патент SU691498, МПК: C21D 1/46. Агрегат для закалки изделий в расплавах солей [Текст] / Д. С. Казарновский, Е. И. Чернов, А. П. Бабич [и др.]; заявитель и патентообладатель Украинский научно-исследовательский институт металлов. – № 2513894/22-02; заявл. 10.08.1977; опубл. 15.10.1979, Бюл. № 38. – 4 с.

89. Исследование по закалке рельсов в горячих средах [Текст] / А.П. Бабич, Е.И. Чернов, В.С. Оргиян [и др.] // Сб. тр.: Производство железнодорожных рельсов и колес. Вып. V. – Харьков: УкрНИИМет, 1977. – С. 45–47.

90. Шахунянц, Г. М. Верхнее строение пути [Текст] / Г. М. Шахунянц – М.: Трансжелдориздат, 1939. – 452 с.

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

92. Абдурашитов, А. Ю. Совершенствование профиля рельсов [Текст] / А. Ю. Абдурашитов // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых креплений : сборник научных докладов по материалам юбилейного 130-го заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Новокузнецк, 7–9 октября 2014 г. – Санкт-Петербург, 2015. – С. 193–200.

93. Опыт проведения дифференцированной термообработки рельсов воздушным способом по технологии «ТЭК-ДТ» на промышленной установке ТЭК-

ДТО-20–13,6 [Текст] / С. В. Хлыст [и др.] // Инженерные решения. – 2013. – № 1. – С. 20–22.

94. Kang, Hao. Surface Temperature Change of U75V 60 kg /m Heavy Rail During Heat Treatment / Kang Hao, Wu Di, Zhao Xian-ming. // Journal of iron and steel research, international. – 2013. – Vol. 20(2). – P. 33–37, 67.

95. Study on the Temperature Changing Rules of U75V Rail in the Cooling Process / G. Mingxin, S. Hua, J. Hao [et al.] // Advanced in Control Engineering and Information Science. – 2011. – Vol. 15. – P. 4579–4584.

96. Hot Deformation Behavior of V-Microalloyed Steel / Ren An-chao, Ji Yu, Zhou Gui-feng [et al.] // Journal of iron and steel research, international. – 2010. – Vol. 17(8). – P. 55–60.

97. Lo, K.H. Characterization of residual principal stresses and their implications on failure of railway rails / K.H. Lo, P. Mummery, D.J. Buttle // Engineering Failure Analysis. – 2010 – Vol. 17. – P. 1273–1284.

98. Measurement of residual stresses in rails by neutron diffraction / T. Sasaki, S. Takahashi, Y. Kanematsu [et al.] // Wear. – 2008. – Vol. 265(9-10). – P. 1402–1407.

99. Kizildemir, Sena, Defect Growth Characterization in Modern Rail Steel. Theses and Dissertations / Kizildemir, Sena, 2018. – 4294. <https://preserve.lehigh.edu/etd/4294>

100. Хлыст, С. В. Перспективная технология производства рельсов для высокоскоростного и тяжеловесного движения [Текст] / С. В. Хлыст, В. М. Кузьмиченко, В. А. Резанов, А. И. Борц, Е. А. Шур // Вестник ВНИИЖТ. – 2013. – № 6. – С.14–19.

101. Шур, Е. А. Перспективные требования Российских железных дорог к рельсам [Текст] / Е. А. Шур // Железнодорожный транспорт. – 2008. – № 2. – С. 41–45.

102. Ольденборгер, А. И. Сплошной рельсовый путь без зазора в стыке [Текст] / А. И. Ольденборгер // Железнодорожное дело, – СПб., 1904. – № 14–15. – 40 с.

103. Першин, С. П. Развитие строительно-путейского дела на отечественных железных дорогах [Текст] / С. П. Першин – М.: Транспорт, 1978. – 296 с.
104. Трынкова, О. Н. Совершенствование технологии сварки рельсов в России в XX-начале XIX вв. [Текст] / О. Н. Трынкова, В. Н. Тарасова / Неделя науки–2008 «Наука – транспорту»: труды научно-практич. конф.; под общ. ред. проф. В.М. Круглова; МИИТ. – М.: МИИТ, 2008, – с. IV-28.
105. Новакович, В. И. Становление бесстыкового пути [Текст] / В. И. Новакович // Путь и путевое хозяйство. – 2003. – № 9. – С. 17–19.
106. Абидов, И. Р. Современные способы сварки рельсов [Текст] / И. Р. Абидов, О. Н. Трынкова, Н. Н. Воронин / Неделя науки–2006 «Наука – транспорту»: труды научно-практич. конф.; под общ. ред. проф. В.М. Круглова; МИИТ. – М.: МИИТ, 2006, – с. V-1.
107. Шепелев, В. Н. Термитная сварка рельсов [Текст] / В. Н. Шепелев – М.: Транспорт, 1963. – 56 с.
108. Малкин, Б. В. Термитная сварка [Текст] / Б. В. Малкин, А. А. Воробьёв – М.: Министерство Коммунального Хозяйства РСФСР, 1963. – 105 с.
109. Малкин, Б. В. Термитная сварка рельсов [Текст] / Б. В. Малкин, А. А. Воробьёв – М.: Транспорт, 1963. – 272 с.
110. Королев, Р. А. Обоснование технологических параметров и обеспечение их контроля при алюминотермитной сварке рельсов [Текст]: дис. ... канд. техн. наук (05.03.06) / Королев Роман Александрович; – Москва, 2006. – 201 с.
111. Воронин, Н. Н. Алюминотермитная сварка рельсов [Текст] / Н. Н. Воронин, Н. Н. Прохоров, О. Н. Трынкова // Ремонт, инновации, технологии, модернизация. – 2009. – № 6 (44). – С. 27–29.
112. Каргин, В. А. Упрочнение сварных соединений рельсов методом поверхностного пластического деформирования [Текст] / В. А. Каргин, Л. Б. Тихомирова, М. С. Галай // Обработка металлов. – 2010. – № 3 (48). – С. 17–18.

113. Каргин, В. А. Повышение эксплуатационных параметров соединений, полученных алюминотермитной сваркой [Текст] / В. А. Каргин, Л. Б. Тихомирова, М. С. Галай, Е. С. Кузнецова // Сварочное производство. – 2014. – № 2. – С. 29–32.
114. Технологическая инструкция [Текст]: Технология сварки рельсов алюминотермитным способом от 01.04.2005 г. № ИТ 0921-001-59033294-2005 // Фирма «Снага». – Словакия, 1997. – 11 с.
115. Сварка рельсов алюминотермитная методом промежуточного литья. Технические условия ТУ 0921-127-01124323-2005 [Текст]. – М.: ВНИИЖТ, 2005. – 16 с.
116. Генкин, И. З. Электроконтактная сварка рельсов [Текст] / И. З. Генкин. – М.: Трансжелдориздат: технический справочник железнодорожника. Путь и путевое хозяйство. – 1951. – Т. 5. – С. 378–390.
117. Генкин, И. З. Сварные рельсы и стрелочные переводы [Текст] / И. З. Генкин. – М.: Интекст, 2003 – 93 с.
118. Доценко, В. Е. Контактная сварка рельсов [Текст] / В. Е. Доценко. – М.: Машгиз, 1949. – 312 с.
119. Процесс непрерывного оплавления при контактной сварке [Текст] / С. И. Кучук-Яценко, Н. К. Хрящева, В. Б. Шляпин [и др.] // Путь и путевое хозяйство. – 1973. – № 2. – С. 9–10.
120. Кучук-Яценко, С. И. Интенсификация нагрева рельсов при контактной сварке импульсным оплавлением [Текст] / С. И. Кучук-Яценко, В. Г. Кривенко, М. В. Богорский // Автоматическая сварка. – 1977. – № 4. – С. 45–50.
121. Кучук-Яценко, С. И. Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением [Текст] / С. И. Кучук-Яценко. – Киев: Наукова думка, 1976. – 213 с.
122. Кучук-Яценко, С. И. Контактная стыковая сварка оплавлением [Текст] / Под ред. В. К. Лебедева. – Киев: Наукова думка, 1992. – 236 с.
123. Кучук-Яценко, С. И. Технология и оборудование для контактной сварки высокопрочных рельсов [Текст] / С. И. Кучук-Яценко, А. В. Дидковский, В. И. Швец // Автомат. сварка. – 2008. – № 11. – С. 129–138.

124. Fujii Mitsuru. Rail Flash-Butt Welding Technology / Fujii Mitsuru, Nakanowatari Hiroaki, Nariai Kiyoshi // JFE Technical Report. – 2015. – No. 20. – P. 159–163.
125. Mansouri, H. Microstructure and Residual Stress Variations in Weld Zone for Flash-Butt Welded Railroads / H. Mansouri, A. Monshi // Science and Technology of Welding and Joining. – 2004. – Vol. 9. – № 3. – P. 237–246.
126. Владимирский, Т. А. Результаты опытов по сварке стали газопрессовым способом [Текст] / Т. А. Владимирский // Труды ЦНИИ МПС. – М.: ЦНИИ МПС, 1947. – 232 с.
127. Николин, А.И. Совершенствование процессов сварки и термической обработки рельсов магистральных железных дорог [Текст]: дис. ... канд. техн. наук (05.16.01, 05.03.06) / Николин Аркадий Игоревич – Москва, 2004. – 199 с.
128. Фефелов, В.Н. Повышение эксплуатационных свойств поверхности катания рельсов за счёт оптимизации режимов шлифования и параметров абразивного инструмента [Текст]: дис. ... канд. техн. наук (05.02.08) / Вадим Николаевич Фефелов. – Новосибирск, 2006. – 126 с.
129. Аксёнов, В. А., Повышение конструкционной прочности сварных швов рельсов [Текст] / А.В. Аксёнов, А.В. Бугров, В.А. Резанов // Наука, инновации и образование: актуальные проблемы развития транспортного комплекса России : материалы международной научно-технической конференции. Екатеринбург: УрГУПС. – 2006. – С. 77–78.
130. Резанов, В. А. Методика исследования изменения температуры на различном расстоянии от стыков при сварке рельсов [Текст] / В. А. Резанов // Вестник ВНИИЖТ. – 2011. - № 4. – С.40–43.
131. Шур, Е. А. Комплексный метод контактной сварки рельсов [Текст] / Е. А. Шур, В. А. Резанов // Вестник ВНИИЖТ. – 2012. – № 3. – С 20–22.
132. Шур, Е. А. Совершенствование контактной сварки рельсов [Текст] / Е. А. Шур, В. А. Резанов // Железнодорожный транспорт. – 2013. – № 4. – С. 58–60.

133. Дифференцированная закалка сварных стыков рельсов [Текст] / В. А. Резанов, В. М. Федин, А. В. Башлыков [и др.] // Вестник ВНИИЖТ. - 2013. № 2. – С. 28–34.
134. Термическое упрочнение сварных стыков рельсов на промышленном транспорте [Текст] / Л. А. Андреева, В. М. Федин, В. А. Резанов [и др.] // Промышленный транспорт. – 2013. – № 1. – С. 19–20.
135. Генкин, И. З. Исследования, опыт сварки и эксплуатации объемно и поверхностно закаленных рельсов / И. З. Генкин // Технология производства железнодорожных рельсов. – Харьков: Укрниимета мчм, 1973. – С. 132–136.
136. Yamamoto, R. Experimental examination for understanding of transition behaviour of oxide inclusions on gas pressure weld interface: joining phenomena of gas pressure welding / R. Yamamoto, Y. Komizu, Y. Fukada // Welding International. – 2014. – Vol. 28. – Issue 7. – P. 510–520.
- 137.
138. Yamamoto, R. Advances in Gas Pressure Welding Technology for Rails. Railway / R. Yamamoto // Technology Avalanche. – 2007. – No. 17. – P. 99–105.
139. Позняков, В.Д. Свойства сварных соединений рельсовой стали при электродуговой сварке / В.Д. Позняков, В.М. Кирьяков, А.А. Гайворонский, А.В. Клапатюк, О.С. Шишикевич // Автоматическая сварка. – 2010. – № 8 (688). – С. 19–24.
140. Dahl, B. Repair of rails on-site by welding / B. Dahl, B. Mogard, B. Gretoft, B. Ulander // Svetsaren. – 1995. – Vol. 50. – No. 2. – P. 10–14.
141. Bajic, D. Welding of rails with new technology of arc welding / D. Bajic, G.V. Kuzmenko, I. Samardžić // Metalurgija. – 2013. – No. 3. – P. 399–402.
142. Altemühl B. Welding tramway rails in Bucharest / B. Altemühl // Svetsaren. – 2002. – Vol. 52. – No. 2. – P. 32–35.
143. Takimoto, T. Latest welding technology for long rail and its reliability / T. Takimoto // Tetsu-to-Hagane. – 1984. – Vol. 70. – No. 10. – P. 40–45.

144. Okumura, M. Development of field fusion welding technology for railroad rails / M. Okumura, K. Karimine, K. Uchino, N. Yurioka // Nippon Steel Techn. Rept. – 1995. – Vol. 65. – No. 4. – P. 41–49.
145. Tachikawa, H. Steel welding technologies for civil construction applications / H. Tachikawa, T. Uneta, H. Nishimoto // Ibid. – 2000. – Vol. 82. – No. 7. – P. 35–41.
146. Кузьменко, Г. В. Новая технология электродуговой сварки ваннным способом рельсов в условиях трамвайных и подкрановых путей / Г. В. Кузьменко, В. Г. Кузьменко, В. И. Галинич, В. М. Тагановский // Автоматическая сварка. – 2012. – № 5 (709). – С. 40–44.
147. Sun, J. Steel R.TTCI searching for improved in track welding methods / J. Sun, D. Davis // Railway Track & Structures. – 2001. – № 1. – P. 13–15.
148. Poznyakov, V. D. Properties of welded joints of rail steel in electric arc welding / V. D. Poznyakov, V. M. Kiriakov, A. A. Gajvoronsky [et al.] // The Paton Welding J. – 2010. – 8, – P. 16–20.
149. Kenji Saita. Trends in Rail Welding Technologies and Our Future Approach / Kenji Saita, Kenichi Karimine, Masaharu Ueda, Katsuya Iwano, Takeshi Yamamoto, Kiyoshi Hiroguchi // Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report. – 2013. – No. 105. – P. 84–92.
150. Kristan, J. Railhead Repair by Gas Metal Arc Robotic Slot Welding: an Evaluation of Newly-Developed Technology / J. Kristan // Railway Track Structures. – 2005. – 101(2). – P. 12–15.
151. Lewandowski, J. J. Microstructural Effects on the Cleavage Fracture Stress of Fully Pearlitic Eutectoid Steel / J. J. Lewandowski and A. W. Thompson // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1986. – Vol. 17. – No. 10. – P. 1769–1786.
152. Светлополянский, Ю. И. Полуавтоматическая электрошлаковая сварка рельсов [Текст] / Ю. И. Светлополянский // Автоматическая сварка. – 1966. – № 3. – С. 53–54.
153. Коперман, Л. Н. Электрошлаковая сварка крановых рельсов [Текст] / Л. Н. Коперман, К. К. Муканаев // Сварочное производство. – 1967. – № 5. – С. 32–36.

154. Gutscher, D. Development and evaluation of electrosag welding for railroad applications / D. Gutscher // *Railway Track and Structures*. – 2009. – № 11. – P. 53–58.
155. EWI Project No. 52765GTH. Translational friction weld rail repair – Phase I final report / Gould J., Johnson W. – FRA Contract No. DTFR53-11-C-00004.
156. EWI Project 54368GTH Task 1 – 3. The use of translational friction welding for constructing and repairing rail for high speed and intercity passenger rail – Phase II design report / Shira S. – FRA Contract No. DTFR53-13-C-00041.
157. EWI Project 54368GTH Task 1. FRA LFW machine design phase 2 – Loading requirements document / Shira S. – FRA Contract No. DTFR53-13-C-00041.
158. Shira, S. Use of Translational Friction Welding for Constructing and Repairing Rail for High Speed and Intercity Passenger Service Rail / S. Shira. – U.S. Department of Transportation, 2016. – 40 p.
159. Innovative Welding Processes for New Rail Infrastructures. Available at: <http://www.wrist-project.eu/> (accessed 09.09.2016).
160. Brouzoulis, J. Innovative Welding Processes for New Rail Infrastructures / Brouzoulis J., Josefson Lennart // Technical report, Chalmers University of Technology, Gothenburg. – 2015.
161. Mansouri, H. Effect of local induction heat treatment on the induced residual stresses in the web region of a welded rail / H. Mansouri, A. Monshi, H. Hadavinia // *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*. – 2004. – 39(3). – P. 271–283.
162. Генкин, И. З. Сварка и термическая обработка стыков железнодорожных рельс [Текст] / И. З. Генкин // *Свароч. пр-во*. – 2004. – № 9. – С. 31–36.
163. Nenad Ilic. Microstructural and Mechanical Characterization of Postweld Heat-Treated Thermite Weld in Rails / Nenad Ilic, Milan T. Jovanovic, Misa Todorovid, Milan Trtanj, Petar Saponjic // *Materials Characterization*. – 1999. – Vol. 43. – Issue 4. – P. 242–250.
164. Zumpano, G. A new damage detection technique based on wave propagation for rails / G. Zumpano, M. Meo // *International Journal of Solids and Structures*. – 2006. – № 43. – P. 1023–1046.

165. Fan, Y. Ultrasonic surface wave propagation and interaction with surface defects on rail track head / Y. Fan, S. Dixon, R.S. Edwards, X. Jian // NDT&E International. – 2007. – №4. – P. 471–477.

166. Правила контроля стыков алюминио-термитной сварки рельсов в пути. ПР 07.41-2006 // ВНИИЖТ – Москва, разработан 2006; введены 10.11.2006 г. – 40 с.

167. Каталог дефектов рельсов, сваренных контактной и термической сваркой, с возможными причинами возникновения [Текст] // ВНИИЖТ, 2001. – 25 с.

168. Синадский, Н. А. Остаточное напряженное состояние сварных объемно закаленных рельсов [Текст] / Н. А. Синадский, В. Б. Шляпин // Вестник ВНИИЖТ. – 1970. – № 8. – С. 38–41.

169. Меркулова, Т. В. Анализ системы неразрушающего контроля сварных стыков рельсов [Текст] / Т. В. Меркулова, С. А. Рождественский, Ю. П. Рукавчук, А. А. Шелухин, И. З. Этинген // Путь и путевое хозяйство. – 2013. – № 11. – С. 6–8.

170. Рукавчук, Ю. П. Анализ дефектности стыков алюминотермитной сварки рельсов [Текст] / Ю. П. Рукавчук, С. А. Рождественский, И. З. Этинген // Путь и путевое хозяйство. – 2011. – № 4. – С. 26–27.

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

172. Штайгер, М. Г. Анализ технологий для сварки высокопрочных рельсов с позиции структурообразования при строительстве и реконструкции скоростных железнодорожных магистралей (обзор). Часть 1 [Текст] / М. Г. Штайгер, А. Е. Балановский // Вестник ИрГТУ. – 2018. – Т. 22. – № 6. – С. 48–74. DOI: <https://dx.doi.org/10.21285/1814-3520-2018-6-48-74>

173. Штайгер, М. Г. Анализ технологий для сварки высокопрочных рельсов с позиции структурообразования при строительстве и реконструкции скоростных

железнодорожных магистралей (обзор). Часть 2 [Текст] / М. Г. Штайгер, А. Е. Балановский // Вестник ИрГТУ. – 2018. – Т. 22. – № 7. – С. 41–68.

174. Штайгер, М. Г. Проблемы качества компонентов путевого комплекса [Текст] / М. Г. Штайгер // Путь и путевое хозяйство. – 2011. – № 12. – С. 6–9.

175. Макаров, Э. Л. Теория свариваемости сталей и сплавов [Текст] / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин; под ред. Э. Л. Макарова. — М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – 487с.

176. Гривняк, И. Свариваемость сталей [Текст] / И. Гривняк – М.: Машиностроение, 1984. – 216 с.

177. Ющенко, К. А. Анализ современных представлений о свариваемости [Текст] / К. А. Ющенко, В. В. Дерломенко // Автомат. сварка. – 2005. – № 1. – С. 9–13.

175. Обобщение мирового опыта тяжеловесного движения: вопросы взаимодействия колеса и рельса: пер. с англ. / У. Харрис, С. М. Захаров [и др.]. М.: Интекст, 2002. – 408 с.

176. Джонсон, К. Механика контактного взаимодействия / Джонсон К. – М.: Мир, 1989. – 510 с.

177. Franklin, F. J. Modelling wear and crack initiation in rails / F. J. Franklin, A. Kapoor // Journal of Rail and Rapid Transit. – 2007. – № 221. – P. 23–33.

178. Кучук-Яценко, С.И. Контактная стыковая сварка высокопрочных рельсов современного производства / С. И. Кучук-Яценко, А. В. Дидковский, В. И. Швец, П. М. Руденко, Е. В. Антипин // Автоматическая сварка. – 2016. – № 5–6 (753). – С. 7–16.

179. ТУ 0921 - 326 - 01124323 – 2015. Рельсы железнодорожные типа Р65 категории ДТ350 и ДТ350СС производства ОАО «ЧМК», сваренные электроконтактным способом // ОАО «РЖД» от 18.08.2015 г. №2081р. – 40 с.

180. СТО РЖД 1.08.002-2009. Рельсы железнодорожные, сваренные электроконтактным способом. Технические условия // разработан ОАО «ВНИИЖТ»; введен 01.10.2009. – 41 с.

181. Крысанов, Л. Г. Результаты полигонных испытаний рельсов на экспериментальном кольце ОАО «ВНИИЖТ» в 2001–2008 гг. [Текст] / Л. Г. Крысанов // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений : сборник научных докладов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Нижний Тагил, 25–26 июня 2008 г. – Екатеринбург, 2009. – С. 31–37.

182. Рейхарт, В. А. Основные результаты полигонных испытаний рельсов на экспериментальном кольце ВНИИЖТ [Текст] / В. А. Рейхарт, Л. А. Джанполадова // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений : сборник научных докладов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Калуга, 1–2 октября 2009 г. – Екатеринбург, 2010. – С. 16–26.

183. Джанполадова, Л. А. Основные результаты полигонных испытаний рельсов на экспериментальном кольце ОАО «ВНИИЖТ» в 2008–2010 гг. [Текст] / Л. А. Джанполадова // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений : сборник научных докладов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Новокузнецк, 26–29 октября 2010 г. – Екатеринбург, 2011. – С. 49–62.

184. Ермаков, В. М. Инновационные решения в области материалов для верхнего строения железнодорожного пути [Текст] / В. М. Ермаков // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений: сборник научных докладов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Калуга, 1–2 октября 2009 г. – Екатеринбург, 2010. – С. 9–13

185. Результаты эксплуатации рельсов импортного производства на Восточно-Сибирской железной дороге / В. П. Дементьев, С. В. Фейлер, Д. В. Бойков, Н. А. Козырев, Е. В. Полевой // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2016. – Том 59. – № 6. – С. 402–408.

186. Francisco C. Robles Hernández. Correlation between laboratory ball-on-disk and full-scale rail performance tests / Francisco C. Robles Hernández, Nicholas.

G. Demasc, Kari Gonzalesa, Andreas A. Polycarpouc // Wear. – 2011. – Vol. 270. – P. 479–491.

187. Пат. № 2507045 Российская Федерация, RU 2 507 045 C2, МПК В23К 11/04 (2006.01), В23К 101/26 (2006.01). Способ стыковой сварки оплавлением рельсовой стали [Текст] / Саита Кендзи (JP), Фукути Хироси (JP), Цуцуми Ясунобу (JP); заявитель и патентообладатель НИППОН СТИЛ ЭНД СУМИТОМО МЕТАЛ КОРПОРЕЙШН (JP). – № 2012117761/02; заявл. 26.10.2010; опубл. 20.02.2014, Бюл. № 5.

188. Пат. № 2 485 187 Российская Федерация, RU 2 485 187 C2, МПК C21D 9/04 (2006.01), C21D 9/50 (2006.01), В23К 11/04 (2006.01), В23К 101/26 (2006.01). Способ охлаждения зоны сварки рельса, устройство для охлаждения зоны сварки рельса и сварное соединение рельса [Текст] / Каримине Кенити (JP), Уеда Масахару (JP), Ивано Кацуя (JP), Сугияма Сеидзи (JP); заявитель и патентообладатель НИППОН СТИЛ ЭНД СУМИТОМО МЕТАЛ КОРПОРЕЙШН (JP). – № 2011139538/02; заявл. 30.03.2010; опубл. 20.06.2013, Бюл. № 17.

189. Mansouri, H. Microstructure and residual stress variations in weld zone of flash-butt welded railroads / H. Mansouri, A. Monshi // Science and Technology of Welding and Joining. – 2004. – Vol. 9. – № 3. – P. 237–245.

190. Nishikawa, L.P. Divorced Eutectoid on Heat-Affected Zone of Welded Pearlitic Rails / L.P. Nishikawa, H. Goldenstein // JOM. – 2019. – 71. – P. 815–823. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-3213-5>

191. Анализ системы неразрушающего контроля сварных стыков рельсов / Т. В. Меркулова, С. А. Рождественский, Ю. П. Рукавчук, А. А. Шелухин, И. З. Этинген // Путь и путевое хозяйство. – 2013. – № 11. – С.6–9.

192. Temperature field evolution during flash-butt welding of railway rails/ L. Weingrill, J. Krutzler , N. Enzinger // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 879. – P. 2088–2093. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.879.2088.

193. Пат. 2641586 МПК8 В23 К11/04 В 23 К101/26 C21D 9/50 C21 D9/04 Способ контактной стыковой сварки рельсов / Протопопов Е.В., Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Крюков Р.Е., Фейлер С.В., Усольцев А.А.; ФГБОУ ВО «Сибирский

государственный индустриальный университет». – № 2016148124/02(077314); заявл. 07.12.2016; опубл. 18.01.18, Бюл. № 2.

194. Козырев, Н.А. Разработка новой технологии сварки рельсов для высокоскоростного движения / Н. А. Козырев, Р. А. Шевченко, Р. Е. Крюков, А. А. Усольцев // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018. – № 8. – С. 50–57.

195. Innotrack Deliverable D4.6.1. The influence of the working procedures on the formation and shape of the haz of flash butt and aluminothermicwelds in rails, 2008. – 19 p.

196. Innotrack Deliverable D4.6.6. Weld performance in track test – supervision of weld properties in terms of rail profile, rail straightness and neutral temperature (preliminary report), 2009. – 42 p.

197. Azimi, S.M. Advanced Steel Microstructural Classification by Deep Learning Methods / S.M. Azimi, D. Britz, M. Engstler, M. Fritz, F. Mücklich // Sci Rep. – 2018. – 8(1). – P. 21–28. doi:10.1038/s41598-018-20037-5

198. Fan, Y. Research on fatigue behavior of the flash welded joint enhanced by ultrasonic peening treatment / Y. Fan, X. Zhao, Y. Liu // Materials & Design. –2016. – Vol. 94. – P. 515–52215.

199. Панин, В. Е. Структурные уровни деформации твердых тел / В. Е. Панин, Ю. В. Гриняев, Т. Ф. Елсукова [и др.] // Изв. вузов. Физика. – 1982. – № 6. – С. 5–27.

200. Конева, Н.А. Современная картина стадий пластической деформации / Н. А. Конева, Э. В. Козлов // Вестник российских университетов. Математика. – 2003. – Т. 8. – № 4. – С. 514–518.

201. Градиентные структуры неравновесного перлита в деформируемой стали / Э. В. Козлов, Н. А. Попова, С. Г. Жулейкин, В. В. Коваленко, В. В. Ветер, В. Е. Громов // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6. – № 5. – С. 73–79. doi:10.24411/1683-805X-2003-00067

202. Штайгер, М. Г. Улучшение эксплуатационных свойств рельсов путем снижения совокупности неметаллических включений в рельсовой стали,

возникающих вследствие примесей легирующим ферросилиций / М. Г. Штайгер, А. И. Лисицын, С. В. Палкин, К. С. Елкин, А. Е. Балановский, В. В. Кондратьев, А. И. Карлина // Цветные металлы и минералы-2017: сб. докл. IX Международного конгресса (Красноярск, 11–15 сентября 2017 г.). Красноярск: Изд-во ООО «Научно-инновационный центр», 2017. – С. 824–831.

203. Штайгер, М. Г. Использование методов сканирующей электронной микроскопии для металлографии рельсовой стали / М. Г. Штайгер, Н. Н. Иванчик, А. И. Лисицын, А. И. Карлина // Современные технологии. Системный анализ. Моделирование. – 2017. – № 4 (56). – С. 189–196.

204. Чичко, А.Н. Алгоритм и программное обеспечение для обработки изображений микроструктур перлитных сталей / А. Н. Чичко, О. А. Сачек, Соболев В. Ф., С. Г. Лихоузов, А. В. Веденеев // Известия НАН Беларуси. Серия Физико-технических наук. – 2010. – № 3. – С. 14–22.

205. Чичко, А.Н. О компьютерных методах автоматизированного определения межпластиночных расстояний перлита в сталях / А.Н. Чичко, О.А. Сачек, В.Ф. Соболев, С.Г. Лихоузов, О.И. Чичко // Литье и металлургия. – 2011. – № 3S. – С. 139–143.

206. Полевой, Е. В. Разработка и промышленное освоение технологии дифференцированной термической обработки железнодорожных рельсов с использованием тепла прокатного нагрева [Текст] / Е. В. Полевой, Г. Н. Юнин, М. В. Темлянцев // Известия Высших Учебных Заведений. Черная Металлургия. – 2016. – № 59 (10). – С. 704–714. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-10-704-714>

207. Grabarz, B. Effect of pearlite morphology on impact toughness of eutectoid steel containing vanadium / B. Grabarz, E.B. Pickering // *Mat. Sci. Tech.* – 1988. – № 4. – P. 328–334.

208. Marder, A.R. The effect of morphology on the strength of pearlite / A.R. Marder, B.L. Bramfitt // *MTA.* – 1976. – 7. – P. 365–372. <https://doi.org/10.1007/BF02642832>

209. Madariaga, I. Role of the particle-matrix interface on the nucleation of acicular ferrite in a medium carbon microalloyed steel / I. Madariaga, I. Gutiérrez // *Acta Metall.* – 1999. – 47. – P. 951–960.

210. Offerman, S.E. In-situ study of pearlite nucleation and growth during isothermal austenite decomposition in nearly eutectoid steel / S.E. Offerman, L.J.G.W. Wilderen, N.H. Dijk, J. Sietsma // *Acta Metall.* – 2003. – 51. – P. 3927–3938.

211. Martín, M. Pearlite development in commercial hadfield steel by means of isothermal reactions / M. Martín, M. Raposo, O. Prat // *Metallogr. Microstruct. Anal.* – 2017. – 6. – P. 591–597.

212. Гриднев, В.И. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. И. Гриднев, В. Р. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – К.: Наукова думка, 1974 – 237 с.

213. Izotov, V.I. Influence of the pearlite fineness on the mechanical properties, deformation behavior, and fracture characteristics of carbon steel / V. I. Izotov, V. A. Pozdnyakov, E. V. Luk'yanenko, O. Y. Usanova, G. A. Filippov // *Phys. Met. Metallogr.* – 2007. – 103 (5). – P. 519–529.

214. Mingming, Wang. Effects of alloying elements and cooling rates on the high-strength pearlite steels / Mingming Wang, Fucheng Zhang, Zhinan Yang // *Materials Science and Technology.* – 2017. – 33 (14). – 1673–1680. DOI: 10.1080/02670836.2017.1312209

215. Hyzak, J.M. The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels / J.M. Hyzak, I.M. Bernstein // *MTA.* – 1976. – 7. – P. 1217–1224. <https://doi.org/10.1007/BF02656606>

216. Taleff, E.M. Pearlite in ultrahigh carbon steels: Heat treatments and mechanical properties / E.M. Taleff, C.K. Syn, D.R. Lesuer, [et al.] // *MMTA.* – 1996. – 27. – P. 111–118. <https://doi.org/10.1007/BF02647751>

217. EE Underwood Quantitative Stereology, Addison-Wesley, Reading, MA (1970), pp. 73-75.

218. Механические свойства и особенности разрушения при статическом растяжении высокоуглеродистой стали с перлитными структурами различного

типа / А. В. Макаров, Р. А. Саврай, В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова, Л. Ю. Егорова // ФММ. – 2007. – Т. 104. – № 5. – С. 542–555.

219. Godefroid, L. B. Failure analysis of recurrent cases of fatigue fracture in flash butt welded rails / L. B. Godefroid, G. L. Faria, L. C. Cândido, T. G. Viana // Engineering Failure Analysis. – 2015. – Vol. 58. – Part 2. – P. 407–416.

220. Porkaro, R. R. Microstructure and mechanical properties of a welded butt pearlite rail. / R. R. Porkaro, G. L. Faria, L. B. Godefroid, G. R. Apolonio, L. C. Cândido, E. S. Pinto // J. Mater. Process. Technol. – 2019. – 270. P. 20–27.

221. Структурные уровни деформации перлита в углеродистой стали эвтектоидного состава [Текст] / Н. А. Терещенко, И. Л. Яковлева, Т. А. Зубкова, М. В. Чукин, Н. В. Копцева // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114. – № 5. – С. 468–479.

222. Embury, D. The structure and properties of drawn pearlite / D. Embury, R. M. Fisher // Acta Metallurgica. – 1966. – Vol. 14. – Issue 2. – P. 147–159.

223. Мешков, Ю. А. Структура металла и хрупкость стальных изделий [Текст] / Ю. А. Мешков, Г. А. Пахаренко. – Киев: Наукова Думка, 1985. – 265 с.

224. Гриднев, В.Н. Распад цементита припластической деформации стали (обзор) [Текст] / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк // Металлофизика. – 1982. – Т. 4. – № 3. – С. 74–86.

225. Развитие ротационной моды пластической деформации при волочении перлитных сталей различных систем легирования / Н. А. Терещенко [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116. – № 3. – С. 289–299.

226. Walentek, A. Electron backscatter diffraction on pearlite structures in steel / A. Walentek, M. Seefeldt, B. Verlinden, E. Aernoudt, P. Van Houtte // J. Microsc. – 2006. – № 224. – P. 256–263.

227. Effect of microstructure and crystallographic texture on the Charpy impact test for maraging 300 steel / M. Masoumi, I. F. De Barros, L. Flavio, G. Herculano, H. Livia, F. Coelho, [et al.] // Mater Charact. – 2016. – № 120. – P. 203–209.

228. Role of delamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel / M. S. Joo, D. Suh, J. H. Bae, H. K. D. H. Bhadeshia // Mater Sci Eng A. – 2012. – 546. – P. 314–322.
229. Sainath, G. Molecular dynamics simulations on size dependent tensile deformation behaviour of [110] oriented body centred cubic iron nanowires / G. Sainath, B. K. Choudhary // Mater Sci Eng. – 2015. – 640. – P. 98–105.
230. Ushioda, K.; Hutchinson, W.B.; Ågren, J.; von Schlippenbach, U. Investigation of structure and texture development during annealing of low-carbon steel. Mater. Sci. Technol. 1986, 2, 807–815.
231. Nafisi, S. Texture and mechanical properties of API X100 steel manufactured under various thermomechanical cycles / S. Nafisi, M. A. Arafin, L. Collins, J. Szpunar // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – 531. – P. 2–11. doi:10.1016/j.msea.2011.09.072
232. Orientation dependence of the martensite transformation in a quenched and partitioned steel subjected to uniaxial tension / D. De Knijf, T. Nguyen-minh, R. H. Petrov, L. A. I. Kestens, J. John // J. Appl. Crystallogr. – 2014. – 47. – P. 1261–1266.
233. Masumoto, H. Elastic Anisotropy and Its Temperature Dependence of the Single Crystals of Fe-19.43 % Cr Alloy / H. Masumoto, M. Kikuchi // Trans Japan Inst Met. – 1971. – 12. – P. 90–95.
234. Kamaya, M. Quantification of plastic strain of stainless steel and nickel alloy by electron backscatter diffraction [Text] / M. Kamaya, A.J. Wilkinson, J.M. Titchmarsh // Acta Mater. – 2006. – 54. P. 539–548.
235. Zhang, X. Quantification of local plastic strain distribution beneath surface of deformed iron [Text] / X. Zhang, K. Matsuura, M. Ohno, S. Suzuki // Mater. Sci. Eng. A. – 2013. – 564. P. 169–175.
236. Sáez-Maderuelo, A. Plastic strain characterization in austenitic stainless steels and nickel alloys by electron backscatter diffraction. [Text] / A. Sáez-Maderuelo, L. Castro, G. De Diego, // J. Nucl. Mater. – 2011. – 416. – P. 75–79.

237. Belyakov, A. Effect of initial microstructures on grain refinement in a stainless steel by large strain deformation [Text] / A. Belyakov, H. Miura, K. Tsuzaki // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51. – № 3. – P. 847–861.

238. Vitek, V. Structure of tilt grain boundaries in b.c.c. metals / V. Vitek, D. A. Smith, R. C. Pond // *Philosophical Magazine. A*. – 1980. – Vol. 41. – № 5. – P. 649–663 DOI: [10.1080/01418618008239340](https://doi.org/10.1080/01418618008239340)

239. Лобанов, М. Л. Особенности первичной рекристаллизации монокристалла (110) [001] сплава Fe-3%Si-0.5%Cu, связанные с деформационным двойникованием / М. Л. Лобанов, Г. М. Русаков, А. А. Редикульцев, И. В. Каган // *ФММ*. – 2011. – Т. 111. – № 6. – С. 613–618.

240. Редикульцев, А. А. Вторичная рекристаллизация в сплаве Fe-3%Si с однокомпонентной текстурой (110) [001] / А. А. Редикульцев, М. Л. Лобанов, Г. М. Русаков, Л. В. Лобанова // *ФММ*. – 2013. – Т. 114. – № 1. – С. 39–46.

241. Ray, R.K. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels / R. K. Ray, J. J. Jonas, R. E. Hook // *Int. Mater. Rev.* – 1994. – 39. 129–172.

242. Raabe, Dierk. Overview on Basic Types of Hot Rolling Textures of Steels. / Dierk Raabe // *Steel Research International*. – 2003. – 74. – P. 327–337. doi:10.1002/srin.200300194.

243. Ray, R. K. Transformation textures in steels / R. K. Ray, J. J. Jonas, M. P. Butrón-Guillén, J. Savoie // *ISIJ Int.* – 1994. – № 34. – P. 927–942.

244. Texture and Microstructural Evolution in Pearlitic Steel During Triaxial Compression / P. Kumar, N. P. Gurao, A. Halder, [et al.] // *Metall and Mat Trans A*. – 2012. – 43. – P. 2043–2055. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-1043-y>

245. Shajan, N. Effect of upset pressure on texture evolution and its correlation to toughness in flash butt joints / N. Shajan, K. S. Arora, V. Sharma, M. Shome // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2017. – 23(5). – P. 434–440. doi:10.1080/13621718.2017.1408197.

246. Ichiyama, Y. Factors affecting flash weldability in high strength steel – a study on toughness improvement of flash welded joints in high strength steel / Y.

Ichiyama, T. Saito // *Welding International*. – 2004. – 18 (6). – P. 436–443.
doi:10.1533/wint.2004.3255.

247. Schwarzer, R. On-line computerized evaluation of Kikuchi patterns for the determination of preferred orientations and orientation correlations [Proceedings of ICOTOM 7, J.S. Kallend, G. Gottstein Eds., Netherlands Society of Materials Science, Zwijndrecht / R. Schwarzer, H. Weiland. – 1984. – P. 839–843.

248. Fracture analysis of U71Mn rail flash-butt welding joint / X. Yu, L. Feng, S. Qin, Y. Zhang, Y. He // *Case Stud. Eng. Fail. Anal.* – 2015. – Vol. 4. – P. 20–25.

249. Beretta, S. Evidences of mode II fatigue failures at rail butt-welds / S. Beretta, M. Boniardi, M. Carboni, H. Desimone // *Eng Fail Anal.* – 2005. – 12 (1). – P. 157–165.

250. Miller, L. T. Tensile fracture in carbon steels / L. T. Miller, G. S. Smith // *J. Iron and Steel Inst.* – 1970. – Vol. 208. – № 11. – P. 988–1005.

251. Park, Y. J. The process of crack initiation and effective grain size for cleavage fracture in pearlitic eutectoid steel / Y. J. Park, I. M. Bernstein // *Metall. Mater. Trans. A*. – 1979. – 10 (11). – P. 1653–1664.

252. Kavishe, F. P. L. Effect of prior austenite grain size and pearlite interlamellar spacing on strength and fracture toughness of a eutectoid rail steel / F. P. L. Kavishe, T. J. Baker // *Mater. Sci. Technol.* – 1986. – 2 (8). – P. 816–822.

253. Lewandowski, J. J. Microstructural effects on the cleavage fracture stress of fully pearlitic eutectoid steel / J. J. Lewandowski, A. W. Thompson // *Metall. Mater. Trans. A*. – 1986. – 17 (10). – P. 1769–178.

254. Zhang, C.L. Influence of pearlite interlamellar spacing on the deformation behavior and fracture characteristics in spring steel 60Si2MnA / C.L. Zhang, Y.Z. Liu, L.Y. Zhou // *Appl. Mech. Mater.* – 2014. – 456. – P. 388–391.

255. Liu, S. Effects of Al and Mn on the formation and properties of nanostructured pearlite in high-carbon steels / S. Liu, F. Zhang, Z. Yang, M. Wang, C. Zheng // *Mater. Des.* – 2016. – 93. – P. 73–80.

256. Zhou, L., Wang, L., Chen, H. *et al.* Effects of Chromium Additions upon Microstructure and Mechanical Properties of Cold Drawn Pearlitic Steel Wires. / *J. of*

Materi Eng and Perform **27**, 3619–3628 (2018). <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3464-x>

257. He, Y. Effect of microstructure evolution on anisotropic fracture behaviors of cold drawing pearlitic steels / Y. He, S. Xiang, W. Shi // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2017. – 683. – P. 153–163.

258. Li, S. In situ TEM studies of the mechanisms of crack nucleation and propagation in fully lamellar microstructures / S. Li, T. H. Yip, R. V. Ramanujan, M. H. Liang // *Mater. Sci. Technol.* – 2013. – 19. – P. 902–906.

259. Xu, Y. An in situ observation of deformation and fracture process in metal part I-The deformation and fracture in pearlitic structure / Y. Xu, M.Z. Liu, G.Q. Zhu, Z. Yu // *Acta Metall. Sin.* – 1980. – 16. – P. 485–506.

260. Huang, X. TEM investigation on microstructure and fracture process of a pearlitic steel / X. Huang, W. Guo // *Acta Metall. Sin.* – 1987. – 23. – P. 200–310.

261. Ghosh, A. Effect of crystallographic texture on the cleavage fracture mechanism and effective grain size of ferritic steel / A. Ghosh, S. Kundu, D. Chakrabarti // *Scr. Mater.* – 2014. 81. – P. 8–14.

262. Zhou, S.; Zuo, Y.; Li, Z. Microstructural analysis on cleavage fracture in pearlitic steels. *Mater. Charact.* – 2016. – 119. – P. 110–113.

263. Pavlina, E. Tyne Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels [Text] / E. Pavlina, C. Van // *J Mater Eng Perform.* – 2008. – Vol. 17. № 6. – P. 888–893.

264. Godefroid, L.B. Fatigue failure of a flash butt welded rail [Text] / L.B. Godefroid, G.L. Faria, L.C. Cândido, T.G. Viana // *Procedia Mater Sci.* – 2014. – 3. – P. 1896–1901.

265. Chattopadhyay S, Sellars CM [Text]. Quantitative measurements of pearlite spheroidization// *Metallography*, 1977, 10: 89-105.

266. NUTAL, Nicolas et al. [Text]. Image analysis of pearlite spheroidization based on the morphological characterization of cementite particles//. *Image Analysis & Stereology*, [S.l.], v. 29, n. 2, p. 91-98, may 2011. ISSN 1854-5165. Available at: <<https://www.ias->

iss.org/ojs/IAS/article/view/873>. Date accessed: 26 dec. 2020.
doi:<https://doi.org/10.5566/ias.v29.p91-98>.

267. Wang, Y.T.; Adachi, Y.; Nakajima, K.; Sugimoto, Y. [Text]. Quantitative three-dimensional characterization of pearlite spheroidization / *Acta Mater.* 2010, 58, 4849–4858

268. Tian, Y.L.; Kraft, R.W. [Text]. Mechanisms of pearlite spheroidization // *Metall. Trans. A* 1987, 18, 1403–1414.

269. O’Sullivan, D. Characterisation of ferritic stainless steel by Barkhausen techniques [Text] / D. O’Sullivan, M. Cotterell, D. A. Tanner, I. Mészáros // *NDT & E Int.* – 2004. – 37. – P. 489–496.

270. Sorsa, A. Quantitative prediction of residual stress and hardness in case-hardened steel based on the Barkhausen noise measurement [Text] / A. Sorsa, K. Leiviskä, S. Santa-aho, T. Lepistö, // *NDT & E Int.* – 2012. – 46. – P. 100–106.