

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

На правах рукописи



Уманский Александр Александрович

**РАЗВИТИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ
ЭФФЕКТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА ПРОКАТА ИЗ РЕЛЬСОВЫХ
СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ КОМПЛЕКСНОГО ПАРАМЕТРА ОПТИМИЗАЦИИ**

Специальность

2.6.4 – Обработка металлов давлением

Диссертация на соискание ученой степени

доктора технических наук

Научный консультант

доктор технических наук, доцент

Юрьев Алексей Борисович

Новокузнецк – 2021

Оглавление

Введение.....	5
1 Анализ современного состояния научно-технической проблемы повышения эффективности производства проката.....	18
1.1 Методические подходы к совершенствованию режимов прокатки.....	18
1.2 Анализ влияния параметров деформации, структуры и свойств деформируемых сталей на их пластичность и качество готового проката.....	31
1.3 Влияние термомеханических параметров деформации и физико-химических свойств обрабатываемых материалов на энергосиловые параметры прокатки.....	46
1.4 Анализ процессов формирования качества рельсов на различных этапах их производства.....	61
1.4.1 Влияние технологических параметров металлургического передела на качество рельсов.....	62
1.4.2 Влияние параметров нагрева под прокатку и прокатки рельсов на их качество.....	71
1.5 Анализ эффективности производства мелющих тел из отбраковки заготовок рельсовых сталей.....	76
1.6 Технологические решения по снижению материальных затрат на производство проката.....	82
1.7 Выводы и постановка задач исследования.....	85
2 Разработка концептуальных основ методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации.....	88
2.1 Обоснование объектов исследования.....	88
2.2 Обоснование комплексного параметра оптимизации.....	91
2.3 Выбор и обоснование натуральных показателей, характеризующих частные параметры оптимизации	95
2.4 Алгоритм применения методики.....	108

2.5 Выводы.....	113
3 Исследования сопротивления пластической деформации и горячей пластичности рельсовых сталей.....	116
3.1 Методика исследований.....	116
3.2 Исследования влияния термомеханических параметров деформации на сопротивление пластическому деформированию.....	123
3.3 Исследования влияния химического состава рельсовых сталей на сопротивление пластической деформации.....	130
3.4 Исследования влияния микроструктуры непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей на сопротивление пластической деформации.....	137
3.5 Исследования горячей пластичности рельсовых сталей различного химического состава.....	141
3.6 Выводы.....	150
4 Исследования процессов образования и трансформации дефектов при прокатке рельсовых сталей в калибрах различной формы.....	152
4.1 Методика исследований.....	152
4.2 Исследования распределения напряженно-деформированного состояния металла по сечению раскатов при производстве проката из рельсовых сталей..	164
4.2.1 Прокатка железнодорожных рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана.....	164
4.2.2 Прокатка сортовых заготовок из рельсовых сталей.....	173
4.2.3 Прокатка мелющих шаров из рельсовых сталей.....	179
4.3 Исследования процессов течения металла и трансформации дефектов при прокатке в калибрах различной формы.....	181
4.4 Исследования происхождения характерных дефектов проката из рельсовых сталей.....	190
4.4.1 Дефекты железнодорожных рельсов.....	190
4.4.2 Дефекты мелющих шаров из отбраковки рельсовой стали.....	204
4.5 Выводы.....	213

5	Опытно-промышленное опробование методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей.....	216
5.1	Совершенствование режимов прокатки рельсовых профилей в условиях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК».....	216
5.1.1	Совершенствования режима прокатки железнодорожных рельсов...	217
5.1.2	Совершенствование режима прокатки остряковых рельсов.....	233
5.2	Разработка технических решений по совершенствованию производства сортовых заготовок из отбраковки рельсовых сталей.....	239
5.3	Совершенствование режимов прокатки мелющих шаров из отбраковки рельсовых сталей в условиях ОАО «ГМЗ».....	247
5.4	Выводы.....	255
	Заключение.....	257
	Библиографический список.....	261
	Приложение А.....	291
	Приложение Б.....	293
	Приложение В.....	294
	Приложение Г.....	295

Введение

Актуальность работы.

Железнодорожный транспорт традиционно является основным в структуре отечественного грузооборота. Доля перевозок данным видом транспорта составляет порядка 85-90% от общего грузооборота, а по протяженности железнодорожных путей Россия занимает второе место в мире, уступая только США. Поэтому обеспечение стабильной и бесперебойной работы железных дорог является чрезвычайно значимым фактором, определяющим эффективность функционирования различных отраслей промышленности России.

Несмотря на значительные успехи, достигнутые отечественной металлургией в производстве рельсовой продукции (увеличение эксплуатационной стойкости рельсов в пути до 1,0-1,5 млрд. т/брутто, освоение производства длинномерных рельсов для высокоскоростных магистралей), явившиеся следствием проведенной коренной модернизации рельсового производства (строительство новых универсальных рельсобалочных станков в АО «ЕВРАЗ ЗСМК» и ПАО «Мечел» с соответствующей реконструкцией сталеплавильных производств предприятий), по-прежнему имеет достаточное развитие проблема преждевременного и аварийного выхода из строя рельсов в пути.

Наличие указанной проблемы, обусловленной значительным повышением грузонапряженности железнодорожных путей (в период с 2010 г. по 2018 г. увеличение в целом по России составило 24%, в том числе в Восточной Сибири и на Дальнем Востоке – 34%), свидетельствует о необходимости дальнейшего повышения качественных и эксплуатационных характеристик железнодорожных рельсов. Также в пользу актуальности развития направления по повышению качества железнодорожных рельсов свидетельствует высокий уровень отбраковки рельсовой продукции на производящих ее предприятиях (до 5-8% от объема производства рельсов), причинами которой является наличие недопустимых внутренних и поверхностных дефектов.

Опыт значительного количества отечественных и зарубежных исследований свидетельствует, что применение оптимальных режимов прокатки позволяет значительно повысить качество готового проката вне зависимости от его профилируемых размеров, как за счет снижения вероятности образования дефектов непосредственно в процессе горячей деформации, так и за счет создания благоприятных условий для выкатываемости дефектов исходных заготовок. При этом применительно к технологии производства рельсов в условиях современных универсальных рельсобалочных станов исследования отечественных авторов по указанной тематике практически отсутствуют, что обусловлено их незначительным временем эксплуатации (первый универсальный рельсобалочный стан в России введен в эксплуатацию в 2013 г.), а опубликованные материалы зарубежных исследователей носят обзорный характер.

Помимо проблемы повышения качества рельсовой продукции, актуальной, с точки зрения обеспечения конкурентоспособности рельсов, является задача по разработке энерго- и материалосберегающих технологий их производства. Имевшее место в последние годы увеличение прочностных характеристик рельсовых сталей за счет изменения их химического состава (переход на массовое производство рельсов из сталей, дополнительно легированных хромом и азавтектоидных сталей) закономерно обуславливает повышение нагрузки на оборудование рельсобалочных станов, а, следовательно, и повышение расхода электроэнергии на прокат, увеличение износа калибров и снижение эксплуатационного ресурса прокатных валков.

Следует отметить, что в отличие от прокатных станов, производящих стандартные виды готовой продукции, для универсальных рельсобалочных станов, предназначенных для производства не имеющих аналогов дифференцированно-термоупрочненных длинномерных железнодорожных рельсов, проблема повышения производительности является актуальной.

Таким образом, на основании вышесказанного можно сделать вывод, что разработка энергоэффективных и материалосберегающих режимов производства рельсового проката, обеспечивающих одновременно повышение его

качественных показателей и производительности рельсобалочных станов, является в настоящее время актуальной научно-технической задачей. В свою очередь, разработка режимов прокатки рельсов, одновременно эффективных по вышеперечисленным частным критериям оптимизации, требует применения новых научных подходов, в том числе использования методики совершенствования режимов прокатки рельсовых профилей, основанной на применении комплексного параметра оптимизации.

Необходимо констатировать, что область применения рельсовых сталей в настоящее время не ограничивается собственно производством рельсов. Данный факт обусловлен значительным уровнем отбраковки непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей на предприятиях-производителях рельсовой продукции (1-2% от общего объема производства), не имеющих явно выраженных дефектов (причиной отбраковки являются более жесткие требования внутренней нормативной документации по отношению к требованиям ГОСТ). Рядом металлургических заводов освоено массовое производство мелющих шаров из отбракованных заготовок рельсовой стали. При этом, поскольку геометрические размеры непрерывнолитых заготовок рельсовой стали (значительная площадь поперечного сечения) не позволяют получать непосредственно из них шары на стане поперечно-винтовой прокатки, технологическая схема производства шаров в этом случае также включает в себя производство заготовок на сортовых станах. С учетом вышесказанного, а также принимая во внимание тот факт, что производство шаров из отбраковки рельсовых сталей сопровождается рядом технических и технологических проблем, обусловленных специфическими особенностями структуры и химического состава данных сталей, актуальным является распространение области применения методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации и на производство мелющих шаров (с учетом необходимой адаптации).

Степень разработанности темы исследования.

Вопросам развития теоретических и технологических основ производства рельсов посвящено значительное количество исследований, среди которых наиболее значительными по глубине проработки теоретических проблем и имеющими высокую практическую значимость являются работы, выполненные под научным руководством Ю.В. Грдины, Н.А. Челышева, А.А. Дерябина, Е.А. Шура, К.В. Григоровича, В.А. Шилова, С.С. Черняка, В.В. Дорофеева, Д.Л. Шварца.

При этом следует отметить, что значительная доля указанных исследований посвящена вопросам повышения качества, механических свойств и эксплуатационных характеристик рельсов, а тематика, связанная с энергоэффективностью и материалосбережением при их производстве, повышением производительности рельсобалочных станов с учетом взаимосвязи с показателями качества рельсов, остается практически не затронутой. Кроме того, необходимо констатировать, что подавляющее большинство исследований, посвященных производству рельсовой стали и готовых рельсов, имеют ограниченную область применения в современных условиях, что связано со значительными изменениями технологии производства, произошедшими в последнее десятилетие.

Также можно констатировать, что практически не разрабатывается тематика, связанная с переработкой отбраковки заготовок рельсовых сталей в высокорентабельный нерельсовый прокат, в том числе в мелющие шары, имеющая значительную практическую значимость в связи с высоким уровнем указанной отбраковки. Недостаточно изученным является направление по повышению стойкости прокатных валков станов, специализирующихся на прокатке рельсовых сталей, методами восстановления с использованием новых экономичных наплавочных материалов.

Развитие научно-технического направления по повышению эффективности производства проката из рельсовых сталей позволит повысить качественные и эксплуатационные характеристики рельсов, увеличить их конкурентоспособность

на рынках сбыта за счет улучшения технико-экономических показателей производства и, кроме того, обеспечить дополнительное производство высокорентабельных мелющих шаров с повышенными эксплуатационными свойствами из отбраковки заготовок рельсовых сталей.

Работа выполнена в рамках: базовой части Государственного задания Минобрнауки РФ, проект № 11.6365.2017/БЧ «Развитие теоретических основ процессов формирования качества рельсовой продукции для высокоскоростных железных дорог», 2017-2019 гг.; гранта РФФИ № 20-48-420011 «Теоретические основы энергоэффективного производства железнодорожных рельсов с повышенными эксплуатационными свойствами», 2020-2022 гг.

Цель: Разработка теоретической базы и технологических основ повышения эффективности производства проката из рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации.

Для достижения цели работы сформулированы следующие **основные задачи:**

1. Разработать концептуальные основы и алгоритм применения методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации, учитывающего влияние параметров деформации на показатели качества готового проката и технико-экономические показатели его производства.

2. Провести экспериментальные исследования влияния параметров деформации, химического состава и структуры заготовок рельсовых сталей различных марок на их пластичность и сопротивление пластической деформации.

3. Провести исследования формирования напряженно-деформированного состояния металла при прокатке в калибрах различной формы, используемых на начальной стадии прокатки рельсов из сталей массового сортамента и при прокатке нерельсовых профилей, производимых из отбраковки заготовок рельсовых сталей.

4. Провести экспериментальные исследования процессов образования и трансформации дефектов при прокатке рельсов массового сортамента и нерельсовых профилей, получаемых из отбраковки заготовок рельсовых сталей.

5. Разработать и провести опытно-промышленное опробование эффективных режимов прокатки рельсовых профилей различного назначения, обеспечивающих повышение показателей их качества и технико-экономических показателей производства.

6. Разработать и провести опытно-промышленное опробование технических решений по повышению стойкости прокатных валков, используемых при прокатке рельсовых сталей.

7. Разработать и провести опытно-промышленное опробование режимов производства мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовых сталей, обеспечивающих повышенные качественные и эксплуатационные характеристики получаемых шаров.

Научная новизна:

1. Разработана методика совершенствования режимов производства проката их рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации, учитывающего влияние параметров деформации на показатели качества готового проката и технико-экономические показатели его производства.

2. Впервые установлены и теоретически обоснованы закономерности изменения сопротивления пластической деформации и пластичности рельсовых сталей марок К76Ф, Э76ХФ, Э76ХСФ и Э90ХАФ при варьировании их химического состава в рамках фактического и допустимого интервалов изменения содержания основных химических элементов.

3. Получены новые данные о механизмах влияния термомеханических параметров деформации на сопротивление пластической деформации рельсовых сталей в условиях, характерных для горячей прокатки, в том числе доказано протекание динамической рекристаллизации, обуславливающей наличие выраженных максимумов на кривой течения стали марки К76Ф.

4. Впервые определены и обоснованы закономерности изменения сопротивления пластической деформации по сечению (зонам кристаллизации) непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей на примере стали марки К76Ф.

5. Получены новые научно-обоснованные данные о формировании напряженно-деформированного состояния металла и механизмах трансформации дефектов на начальной стадии прокатки железнодорожных рельсов.

6. Впервые определены закономерности образования и выкатываемости дефектов при производстве сортовых заготовок и мелющих шаров из отбраковки непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей.

Практическая значимость работы:

1. Получены аналитические зависимости сопротивления пластической деформации и критерия пластичности от термомеханических параметров деформации и химического состава рельсовых сталей различных марок, что дает возможность их практического применения при совершенствовании режимов прокатки указанных сталей.

2. Определены и обобщены в виде аналитических зависимостей закономерности влияния параметров деформации на вероятность образования и выкатываемости дефектов в процессе прокатки рельсов и сортовых заготовок из рельсовых сталей, являющиеся эффективным инструментом прогнозирования изменения параметров качества указанных видов проката при изменении режимов их производства.

3. Разработаны, прошли опытно-промышленное опробование и внедрены в условиях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» энергоэффективные, материалосберегающие режимы производства рельсовой продукции, обеспечивающие повышение качественных показателей готовых рельсов и увеличение производительности прокатного стана, в том числе режим прокатки железнодорожных рельсов (экономическая эффективность, подтвержденная Актом внедрения, составила 121,051 млн. руб/год при доле участия автора диссертационной работы 20% или 24,210 млн. руб) и режим

прокатки остряковых рельсов (ожидаемый экономический эффект от внедрения 29,7 млн. руб/год).

4. Разработан технологический режим производства мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовых сталей, опытно-промышленное опробование которого в условиях действующего шаропрокатного стана ОАО «ГМЗ» показало улучшение качества микроструктуры производимых помольных шаров, позволило повысить их эксплуатационные характеристики, в том числе ударную стойкость. Ожидаемая экономическая эффективность, подтвержденная Актом использования результатов исследования, составляет 22,5 млн. руб/год.

5. Для восстановления прокатных валков сортовых станов, специализирующихся на производстве заготовок из отбраковки рельсовых сталей, разработана, получила патентную защиту и прошла опытно-промышленное опробование в условиях сортопрокатного производства ОАО «ГМЗ» новая наплавочная проволока на основе техногенных отходов. Эффективность разработанной порошковой проволоки подтверждена Справкой об опытно-промышленной наплавке прокатных валков: зафиксировано увеличение срока службы прокатных валков на 17-21% и снижение стоимости процесса наплавки на 160-870 руб. на 1 кг наплавленного слоя.

6. Результаты диссертационной работы внедрены в учебный процесс ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» и используются при подготовке научно-педагогических кадров в аспирантуре по направлению 22.06.01 «Технологии материалов», направленность «Обработка металлов давлением».

Методология и методы исследования.

Для проведения экспериментальных исследований сопротивления пластической деформации рельсовых сталей использована установка «Gleeble System 3800» и специализированная лабораторная установка для горячего кручения образцов; исследования горячей пластичности рельсовых сталей проведены с использованием указанной специализированной лабораторной установки. В качестве объекта исследований использованы образцы рельсовых

сталей различных марок, отобранные от непрерывнолитых заготовок текущего производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» и ПАО «Мечел». При проведении экспериментальных исследований трансформации поверхностных дефектов в процессе прокатки рельсов и нерельсовых профилей использован лабораторный прокатный стан «Дуо-80» со сменными комплектами валков. Для обработки результатов экспериментальных исследований применялась программа «MATLAB», использующая современные методы математической статистики. Математическое моделирование процессов деформации металла в калибрах различной формы проведено с использованием специализированного инженерного программного комплекса DEFORM-2D, основанного на методе конечных элементов. Исследования качества микроструктуры рельсов и мелющих шаров из рельсовых сталей, в том числе характерных дефектов и неметаллических включений, проведены с использованием методов оптической микроскопии (микроскоп «OLIMPUS – GX 51»), методики Spark-DAT (спектрометр «ARL iSpark») и рентгенофазового анализа (рентгеновский дифрактометр «Shimadzu XRD-6000»); исследования химического состава рельсов и мелющих шаров проведены методами спектрального анализа (рентгенофлуоресцентный волнодисперсионный спектрометр «Shimadzu XRF-1800» и атомно-эмиссионный спектрометр ДФС-71). Натурные эксперименты по опытно-промышленному опробованию новых режимов прокатки рельсов проведены в условиях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК», эксперименты по опробованию режимов прокатки мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовой стали и наплавке прокатных валков с использованием разработанного нового материала – в условиях шаропрокатного и сортопрокатного станов АО «Гурьевский металлургический завод».

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Новая методика совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей, отличительной особенностью которой является использование комплексного параметра оптимизации по критериям энергоэффективности,

качества готового проката, материалосбережения и производительности прокатных станов.

2. Научно-обоснованные и обобщенные в виде аналитических зависимостей результаты исследований комплексного влияния термомеханических параметров деформации, химического состава и микроструктуры заготовок рельсовых сталей различных марок на их пластичность и сопротивление деформации, являющиеся теоретической базой разработанной методики совершенствования режимов прокатки указанных сталей.

3. Закономерности формирования напряженно-деформированного состояния металла и трансформации поверхностных дефектов рельсов из сталей массового сортамента, сортовых заготовок и мелющих шаров из отбраковки рельсовых сталей, обобщение которых в виде аналитических зависимостей создает возможность их применения при совершенствовании режимов прокатки указанных профилей.

4. Новые, разработанные с использованием методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей, эффективные режимы прокатки железнодорожных и остряковых рельсов, обеспечивающие повышение качественных показателей указанной рельсовой продукции и снижение затрат на ее производство.

5. Новый, разработанный в рамках сформированной концепции совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей, эффективный материал для восстановления валков станов, используемых для производства сортовых заготовок из отбраковки рельсовых сталей.

5. Усовершенствованный технологический режим прокатки мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовых сталей, обеспечивающий повышенную твердость и ударную стойкость получаемых шаров, при разработке которого использована методика совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей.

Соответствие диссертации паспорту научной специальности.

Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует паспорту научной специальности 2.6.4 – «Обработка металлов давлением» по следующим пунктам:

- п. 1 «Исследование и расчет деформационных, скоростных, силовых, температурных и других параметров разнообразных процессов обработки металлов, сплавов и композитов давлением»;
- п. 2 «Исследование процессов пластической деформации металлов, сплавов и композитов с помощью методов физического и математического моделирования»;
- п. 3 «Исследование структуры, механических, физических, магнитных, электрических и других свойств металлов, сплавов и композитов в процессах пластической деформации»;
- п. 6 «Разработка способов, процессов и технологий для производства металлопродукции, обеспечивающих экологическую безопасность, экономию материальных и энергетических ресурсов, повышающих качество и расширяющих сортамент изделий».

Личный вклад автора заключается в формировании плана и алгоритма проведения экспериментальных лабораторных исследований сопротивления пластической деформации и пластичности рельсовых сталей, математического моделирования процессов деформации металла при прокатке в калибрах различной формы, используемых для производства рельсов и нерельсовых видов проката; непосредственном проведении указанных экспериментальных и теоретических исследований; обобщении и научном обосновании полученных результатов, формулировании выводов; разработке и опытно-промышленном опробовании новых технологических и технических решений, полученных на основании результатов исследований, в том числе новых режимов прокатки железнодорожных и остряковых рельсов из сталей массового сортамента и мелющих шаров из отбраковки рельсовых сталей, нового материала для

восстановления прокатных валков станов, специализирующихся на прокатке рельсовых сталей.

Степень достоверности и апробация результатов.

Достоверность и обоснованность полученных результатов подтверждается значительным объемом и сопоставимостью результатов, полученных при совместном использовании современного исследовательского специализированного оборудования, в том числе установки «Gleeble System 3800» и лабораторной установки для горячего кручения образцов, программного комплекса «DEFORM-2D» для математического моделирования процессов обработки металлов давлением и промышленных экспериментов в условиях действующих рельсобалочного, сортопрокатного и шаропрокатного станов; сопоставимостью полученных данных с результатами других исследователей по рассматриваемой тематике; подтвержденной эффективностью разработанных технологических решений по результатам опытно-промышленного опробования и внедрения в условиях действующего металлургического производства.

Основные результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на следующих конференциях: XIX, XX и XXI Международные научно-технические конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество» (г. Новокузнецк, 2015, 2017 и 2019 гг.), III Международная научно-практическая конференция «Magnitogorsk Rolling Practice 2018» (г. Магнитогорск, 2018), VII Международная научно-практическая конференция «Инновационные технологии в машиностроении» (г. Юрга, 2016), 15-я Международная Научно-техническая конференция «Новые перспективные материалы, оборудование и технологии для их получения» (г. Москва, 2015), IV Международная научно-практическая конференция «Инновации в материаловедении и металлургии» (Екатеринбург, 2014), Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы современного машиностроения» (г. Юрга, 2014), Международная научно-техническая конференция «Научное наследие роли И.П. Бардина в развитии отечественной металлургии» (г. Москва, 2013).

Публикации.

По материалам диссертации опубликовано 68 печатных работ, в том числе 1 монография, 19 статей в рецензируемых изданиях из перечня ВАК РФ, 7 статей, индексируемых в международной базе данных SCOPUS, 41 статья в журналах и сборниках трудов, получен патент на изобретение и свидетельство о государственной регистрации базы данных.

Структура и объем работы.

Диссертация состоит из введения, пяти глав, выводов, приложений и изложена на 295 страницах машинописного текста, содержит 79 рисунков, 53 таблицы, список литературы из 272 наименований.

1 Анализ современного состояния научно-технической проблемы повышения эффективности производства проката

1.1 Методические подходы к совершенствованию режимов прокатки

Совершенствование режимов прокатки с целью повышения качества производимой продукции, улучшения технико-экономических показателей производства является актуальным научно-техническим направлением вне зависимости от характеристик и сортамента прокатных станов, являющихся объектами исследований, что закономерно обуславливает наличие значительного количества опубликованных работ в указанном направлении. Параметрами оптимизации при совершенствовании режимов прокатки в большинстве случаев выступают: производительность прокатного стана, энергозатраты на производство проката, показатели качества готового проката, а в качестве изменяемых факторов, характеризующих режимы прокатки – форма и размеры используемых калибров, последовательность прокатки в калибрах различной формы, распределение обжатий по клетям, частота кантовок, температура и скорость прокатки по проходам.

Работы, направленные на совершенствование режимов прокатки, в зависимости от глубины теоретической проработки процессов формирования характеристик получаемого проката и показателей работы стана, а также от возможности использования полученных результатов на практике и их универсальности, можно условно разделить на четыре группы.

К первой группе таких работ можно отнести экспериментальные исследования, при проведении которых выбор направления совершенствования режимов прокатки не обосновывается результатами собственных исследований, а принимается на основании имеющегося опыта, в том числе опыта работы аналогичных или схожих прокатных станов, либо на основании литературных данных. В этом случае эффективность принятых изменений режимов прокатки, заключающихся в большинстве случаев в изменении калибровки ряда клетей,

оценивается путем сравнительного анализа показателей работы стана при использовании усовершенствованного и ранее использовавшегося режимов прокатки.

Следует отметить, что большинство таких работ проводятся непосредственно в условиях действующих прокатных станов. Так в ходе проведения работы [1] по совершенствованию режима прокатки круглых профилей на стане 340/160 компании «Ezz Rolling Mills Co» на основании имеющихся данных о значительных недостатках используемой системы калибров «овал-круг» для ряда клеток овальные калибры заменены на гладкую бочку, также проведено модифицирование размеров круглых калибров и увеличение общего количества проходов. Результаты, полученные в ходе опытной прокатки с использованием новой калибровки, свидетельствуют об улучшении целого ряда технико-экономических показателей работы стана по сравнению с используемым ранее режимом прокатки: отмечено уменьшение расхода прокатных валков, увеличение производительности стана, повышение качества готового проката. В.А. Юровым с соавторами [2] на основании имеющихся представлений об отрицательном влиянии неравномерности распределения коэффициентов деформации по ширине раската разработана новая калибровка валков стана «700» Оскольского электрометаллургического комбината для производства круглого проката диаметром 150 мм. Изменение формы калибра клетки «2,» при прокатке в котором выявлена наибольшая неравномерность распределения деформаций, обеспечило снижение внутренних дефектов в виде центральной пористости в готовом прокате. В рамках исследования [3] на основании имеющихся данных о положительном влиянии дополнительных микросдвигов в приповерхностных слоях металла при прокатке на выкатываемость дефектов опробована технология производства круглой стали с использованием рифленых прокатных валков. Приводятся данные, что опытно-промышленная прокатка трубных заготовок на стане «850» Нижнетагильского металлургического комбината с использованием рифленых валков позволила увеличить выход годного на 0,64%.

Также существуют примеры использования вышеуказанного подхода при проведении экспериментальных исследований в условиях лабораторных прокатных станов. Так Г.С. Уткиным с соавторами на экспериментальном прокатном стане «250», моделирующем процесс прокатки на непрерывно-заготовочном стане ПАО «Мечел», исследована эффективность трех вариантов изменения режимов прокатки с точки зрения повышения выкатываемости поверхностных дефектов [4]. Основой для разработки первого варианта явились литературные данные об отсутствии условий для увеличения глубины дефектов при прокатке в клетях с четырехвалковыми калибрами. Опробованный вариант прокатки в таких калибрах по схеме «квадрат – восьмигранник – квадрат» показал увеличение интенсификации выработки дефектов в 1,05-1,15 раза по сравнению с базовым режимом прокатки. Второй вариант заключался в направленном неравномерном нагреве исходных заготовок таким образом, чтобы поверхностные слои заготовки имели более высокую температуру по отношению к центральным слоям. Обоснованием такого распределения температур являлось стремление приблизиться к условиям прокатки материала на твердой подложке с целью локализации деформации на глубине, сопоставимой с глубиной дефектов. По полученным результатам использование данного варианта распределения температуры по сечению раската позволило уменьшить глубину дефектов после прокатки на 10% относительно базового режима прокатки. Отличительной особенностью третьего варианта явилось изменение стандартной формы днища ящичных калибров на волнообразную, что позволяет совместить малые деформации с большими. Использование данного варианта оказалось наиболее эффективным и позволило увеличить выкатываемость дефектов в 1,25-1,48 раза относительно базового режима прокатки.

В работе [5] представлены результаты исследований трансформации внутренних дефектов заготовок при изменении формы первых трех калибров для прокатки полос с традиционной формой (ящичные калибры) на протягивающие и уширяющие калибры. Экспериментальные исследования проведены на лабораторном прокатном стане D150, также проведено математическое

моделирование процесса прокатки с использованием программы «Forge 2008». Вышеуказанное изменение калибровки обосновано авторами имеющимися литературными данными о повышении выкатываемости дефектов в случаях, когда форма калибров обеспечивает совместное действие вертикальной сжимающей и горизонтальной растягивающей составляющих нормального напряжения. Полученные результаты экспериментальных исследований свидетельствуют о значительном повышении выкатываемости дефектов при использовании новой калибровки: при прокатке в новых калибрах 100% дефектов схлопывалось после второго прохода, в то время, как в традиционных калибрах дефекты залечивались только на 44% после третьего прохода. Также реализована возможность снижения общего количества проходов, что создает предпосылки для повышения производительности стана и уменьшения расхода прокатных валков.

Следует отметить, что общими недостатками работ первой группы является отсутствие обоснования для выбора направлений дальнейшего совершенствования режимов прокатки и ограниченная область применения полученных результатов (отсутствие универсальности результатов).

Во второй группе работ рекомендации по направлению совершенствования режимов прокатки обосновываются результатами теоретических или экспериментальных исследований, проведенных самими авторами. При этом такие рекомендации, как правило, носят общий характер и отсутствуют примеры и результаты их использования на практике.

Так Ю.В. Зильбергом с соавторами [6] по результатам экспериментальных исследований формоизменения поверхностных дефектов при прокатке трубной заготовки, проведенных в промышленных условиях стана «950» завода «Днепропетцсталь», даются рекомендации о предпочтительности использования системы калибров «ромб-квадрат» по сравнению с прокаткой в ящичных, овальных и круглых калибрах. В работах [7, 8] этим же автором на основании экспериментальных исследований закономерностей трансформации поверхностных дефектов различной формы при прокатке стали на промышленном

стане «950» завода «Днепроспецсталь» и свинцовых образцов на лабораторном стане (моделирующем процесс прокатки на указанном стане «950») сделан вывод о необходимости чередования калибров, требующих кантовки на 45° и 90° .

А.Б. Найзабековым с соавторами [9] на основании математического моделирования в программном комплексе «DEFORM-3D» процессов деформации металла в предчистовых калибрах различной формы (однорADIUSный овал, плоский овал с вогнутостью, гладкая бочка), используемых для прокатки арматуры №20, делается вывод о предпочтительности использования калибра в форме плоского овала. Такой выбор связан с полученными данными о наиболее равномерном распределении деформаций по высоте и ширине раската относительно калибров другой вышеприведенной формы при отсутствии увеличения усилия прокатки.

Представленные Д.И. Кинзиным в работе [10] результаты моделирования в программном комплексе «DEFORM-3D» напряженно-деформированного состояния (НДС) металла при прокатке по схеме «квадрат-шестигранник-квадрат» с варьированием размера шестигранного калибра и неизменными размерами квадратных калибров свидетельствуют, что оптимальная по коэффициенту эффективности калибровка обеспечивает также одновременно наименьшую работу деформации, то есть минимальные затраты электроэнергии на прокат и наименьшие значения степени использования запаса пластичности.

К недостаткам второй группы работ следует, прежде всего, отнести отсутствие обобщения полученных результатов исследований в виде количественных зависимостей параметров оптимизации (выкатываемость дефектов, распределение деформаций по сечению раската) от параметров прокатки (геометрические параметры калибров, степень деформации и т.д.), что не позволяет использовать такие результаты на практике. Имеются только общие рекомендации, связанные чаще всего с предпочтительностью использования калибров определенной формы (либо системы калибров) или гипотезы о взаимосвязи ряда параметров оптимизации. Таким образом, отсутствует возможность применения результатов исследований на практике. Кроме того,

разработанные рекомендации не являются универсальными даже для определенной группы прокатных станов или получаемых профилей, поскольку получены в ходе исследований для условий конкретных неизменяемых или изменяемых в узких пределах параметров прокатки. Отсутствие универсальности также подтверждается приводимыми в ряде таких работ [6-8] противоречивыми рекомендациями.

Отличительной особенностью третьей группы работ от работ второй группы является представление полученных результатов в виде уравнений регрессии, устанавливающих численную взаимосвязь между параметрами деформации и параметром оптимизации. При этом аналогично второй группе работ можно констатировать отсутствие конкретных рекомендаций по направлению совершенствования режимов прокатки и отсутствие данных о применении полученных зависимостей на практике.

В частности, С.В. Ершовым с соавторами [11] на основании исследований процессов трансформации поверхностных дефектов при прокатке в разрезном прямоугольном калибре, проведенных на лабораторном прокатном стане «300» и с использованием математического моделирования в программном комплексе «DEFORM», получены уравнения регрессии, устанавливающие взаимосвязь между формоизменением дефектов и скоростями течения металла в области их расположения:

$$h_{1\text{лд}}/h_{0\text{лд}} = 1,032 - 0,048 \cdot V_y + 0,0124 \cdot V_z + 0,0007 \cdot V_y^2 - 0,00005 \cdot V_z^2; \quad (1.1)$$

$$h_{1\text{прд}}/h_{0\text{прд}} = 1,246 - 0,054 \cdot V_y + 0,0148 \cdot V_z + 0,00089 \cdot V_y^2 - 0,00012 \cdot V_z^2; \quad (1.2)$$

$$b_{1\text{дн}}/b_{0\text{дн}} = 0,754 - 0,0365 \cdot V_y + 0,0095 \cdot V_z + 0,00067 \cdot V_y^2 - 0,000025 \cdot V_z^2; \quad (1.3)$$

$$b_{1\text{в}}/b_{0\text{в}} = 1,062 - 0,0783 \cdot V_y + 0,0091 \cdot V_z + 0,0022 \cdot V_y^2 - 0,000009 \cdot V_z^2, \quad (1.4)$$

где $h_{0\text{лд}}$ и $h_{1\text{лд}}$ – высота левой стенки дефекта до и после прокатки;

$h_{0\text{прд}}$ и $h_{1\text{прд}}$ – высота правой стенки дефекта до и после прокатки;

$b_{0\text{дн}}$ и $b_{1\text{дн}}$ – ширина по дну дефекта до и после прокатки;

$b_{0\text{в}}$ и $b_{1\text{в}}$ – ширина по верху дефекта до и после прокатки;

V_y и V_z – поперечная и вертикальная составляющая поля скоростей при прокатке.

Авторами утверждается, что применение полученных зависимостей позволяет проектировать калибровки валков с точным предсказанием характера изменения поверхностных дефектов, однако алгоритм их применения и результаты использования при этом не приводятся. Очевидно, предполагается, что при разработке новой калибровки необходимо вначале определять составляющие поля скоростей по сечению раската, затем рассчитывать прогнозные значения параметров, характеризующих изменение размеров дефектов.

В работе [12] применительно к холодной прокатке листов получена экспериментальная зависимость оптимального значения суммарной относительной деформации, обеспечивающей выкатываемость дефектов типа «вытравленная окалина» и «рябизна» до минимальных значений, от параметров исходных дефектов и прокатки:

$$\varepsilon_{\Sigma(\text{опт})} = 0,366 - 1,255 \cdot \mu + 1,749 \frac{\partial_0}{h_0}, \quad (1.5)$$

где μ – коэффициент трения;

∂_0 и h_0 – глубина дефекта и высота полосы до прокатки ($\frac{\partial_0}{h_0}$ – относительная глубина дефекта).

Аналогично вышеприведенной работе алгоритм и результаты применения полученной зависимости на практике не приводятся. Имеет место только констатация факта, что при проектировании режима прокатки с использованием зависимости (1.5) можно выбирать оптимальное суммарное обжатие, обеспечивающее минимизацию глубины дефектов после прокатки.

В целом для третьей группы работ характерны те же недостатки, что и для работ второй группы: отсутствие возможности применения результатов на практике, ограничение по области применения.

В четвертой группе работ практически отсутствуют недостатки, характерные для трех предыдущих групп. В таких работах направления совершенствования режимов прокатки обоснованы комплексными теоретическими и экспериментальными исследованиями, а результаты обобщены в виде методик, позволяющих разрабатывать эффективные режимы прокатки. При этом необходимой частью методик являются зависимости, устанавливающие количественную взаимосвязь между измеряемыми параметрами прокатки и параметрами оптимизации. В работах такого рода также представлены результаты опробования полученных методик совершенствования режимов прокатки для условий конкретных прокатных станов. Следует отметить, что область применения указанных методик является достаточно широкой – как правило, укрупненная группа прокатных станов.

В качестве примера подобного подхода можно привести работу О.Б. Калугиной с соавторами [13]. В данном случае на первом этапе по результатам экспериментальных лабораторных исследований, моделирующих процесс прокатки на станах «250», «370» и «450» Магнитогорского металлургического комбината, проведена корректировка ранее разработанной методики расчета формоизменения металла при прокатке в сортовых калибрах. А именно уточнена методика определения коэффициентов K_2 и K_3 , входящих в формулу для расчета коэффициента вытяжки:

$$\ln \mu = - \frac{1 - K_2 - \sqrt{\frac{(1 - K_2)^2 + (K_2 - K_3)^2 + (1 - K_3)^2}{2}}}{1 - K_3 - \sqrt{\frac{(1 - K_2)^2 + (K_2 - K_3)^2 + (1 - K_3)^2}{2}}} \cdot \ln \frac{S_1}{S_+}, \quad (1.6)$$

где S_1 и S_+ – площади выходящего сечения и области пересечения входящего и выходящего сечения при их наложении.

В первоначальном варианте методики указанные коэффициенты определялись, как:

$$K_2 = 2 \cdot f \cdot \sin \left(\arctg \frac{B_{cp}}{L_{cp}} \right); \quad (1.7)$$

$$K_3 = 2 \cdot f \cdot \cos \left(\arctg \frac{B_{cp}}{L_{cp}} \right), \quad (1.8)$$

где f – коэффициент трения;

B_{cp} и L_{cp} – средняя ширина и длина контактной поверхности.

Авторами предложено определять указанные коэффициенты с использованием функции формы n :

$$K_2 = 2 \cdot n \cdot f \cdot \sin \left(\arctg \frac{B_{cp}}{L_{cp}} \right); \quad (1.9)$$

$$K_3 = 2 \cdot n \cdot f \cdot \cos \left(\arctg \frac{B_{cp}}{L_{cp}} \right); \quad (1.10)$$

$$n = 2,4 \cdot \left(\frac{L_{cp}}{B_{cp}} \right)^2 - 2,8 \cdot \frac{L_{cp}}{B_{cp}} + 0,13 \cdot \frac{L_{cp}}{H_{cp}} + 1,72, \quad (1.11)$$

H_{cp} , B_{cp} и L_{cp} – средние значения высоты, ширины и длины очага деформации соответственно.

Далее доказывается обратная взаимосвязь между коэффициентом эффективности калибровки и работой деформации, то есть, по сути, обратная зависимость между коэффициентом вытяжки и удельным расходом электроэнергии на прокат.

На последнем этапе с использованием разработанного программного обеспечения, в основу работы которого положена усовершенствованная методика расчета формоизменения металла, спроектирована новая калибровка для стана «370» Магнитогорского металлургического комбината. На основании проведенных расчетов авторами установлено, что при использовании новой калибровки прогнозируемое снижение суммарной работы деформации составит 7% относительно существующей калибровки, что обуславливает соответствующее снижение расхода электроэнергии на прокат.

Указанный комплексный подход применительно к совершенствованию режимов прокатки рельсов реализован в работе [14]. На первом этапе, на

основании экспериментальных исследований процессов формоизменения металла, проведенных в лабораторных и промышленных условиях, обосновано направление совершенствования калибровки при переходе от прокатки на рельсобалочных станах линейного типа к прокатке на современных рельсобалочных станах, имеющих в своем составе группу универсальных клетей. Показано, что с точки зрения обеспечения высокого качества макроструктуры головки рельсов (отсутствия в данном элементе рельсового профиля осевой пористости) необходимо на стадии подготовки профиля к прокатке в универсальной группе клетей использовать конструкцию разрезных калибров, обеспечивающую «резку» со стороны подошвы формируемого профиля. Далее обоснована необходимость соблюдения условия равенства вытяжек по элементам формируемого рельсового профиля (головка, шейка, подошва), исключающее переход осевых дефектов из шейки рельса в его головку и подошву и разработаны формулы для расчета основных размеров рельсовых универсальных калибров исходя из соблюдения указанного условия (рисунок 1.1):

$$b_{п.укл} = b_{п} \cdot \operatorname{tg} \alpha_{п}; \quad (1.12)$$

$$b_{г.укл} = b_{г} \cdot \operatorname{tg} \alpha_{г}; \quad (1.13)$$

$$b_{п} = b_{п.укл} + a_{п}; \quad (1.14)$$

$$b_{г} = b_{г.укл} + a_{г}; \quad (1.15)$$

$$a_{п}^I = a_{п} + 0,5 \cdot (\lambda_{ш} - 1) \cdot \left(2 + \frac{h_{п}}{a_{п}} \cdot \operatorname{tg} \alpha_{п} \right) \cdot a_{п}; \quad (1.16)$$

$$a_{г}^I = a_{г} + 0,5 \cdot (\lambda_{ш} - 1) \cdot \left(2 + \frac{h_{г}}{a_{г}} \cdot \operatorname{tg} \alpha_{г} \right) \cdot a_{г}; \quad (1.17)$$

$$b_{п}^I = b_{п.укл} + a_{п}^I; \quad (1.18)$$

$$b_{г}^I = b_{г.укл} + a_{г}^I. \quad (1.19)$$

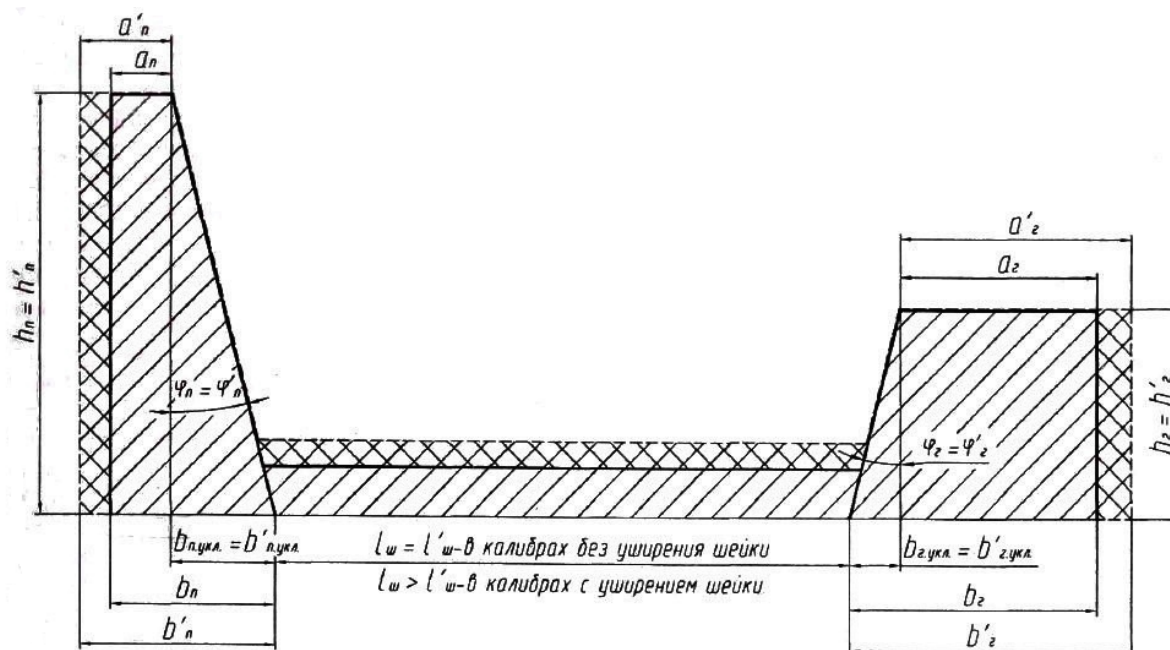


Рисунок 1.1 – Размеры рельсового профиля при деформации в универсальных калибрах [14]

С использованием полученных данных и расчетных формул авторами определены оптимальные обжатия фланцев в калибрах эджерной клетки непрерывной группы рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК», позволяющие обеспечить качественное выполнение готового профиля.

Вышеприведенные результаты сравнительного анализа подходов к совершенствованию режимов прокатки (распределения работ по условным группам) обобщены в таблице 1.1.

Следует дополнительно отметить, что общим недостатком всех вышеприведенных подходов к совершенствованию режимов прокатки является выбор в качестве параметра оптимизации только одного из параметров: качество готового проката (наличие дефектов, выполнение профиля и т.д.), энергоэффективность производства, производительность прокатного стана. Влияние на остальные параметры из приведенного перечня при этом оценивается по остаточному принципу (на уровне констатации факта об улучшении или отсутствии ухудшений без детального анализа причин), либо не оценивается совсем и изменение параметров априори признается малозначимым. Отсутствие

комплексного подхода к совершенствованию режимов прокатки закономерно повышает риск непредвиденного ухудшения технико-экономических показателей производства на стадии внедрения, что значительно ограничивает область применения новых режимов прокатки на действующих прокатных станах.

Но основании вышеизложенного материала можно сделать вывод, что, несмотря на значительное количество исследовательских работ, посвященных совершенствованию режимов прокатки, недостаточное развитие получило направление по разработке универсальных методик (областью применения которых является группа прокатных станов различного назначения), позволяющих не только проводить обоснованный выбор направлений совершенствования режимов прокатки, но и оценить прогнозное влияние изменения параметров прокатки на качество готового проката и технико-экономические показатели его производства. Кроме того, существенным недостатком существующих методик совершенствования режимов прокатки является отсутствие комплексного параметра оптимизации по нескольким критериям эффективности.

Таблица 1.1 – Классификация подходов к совершенствованию режимов прокатки

№ группы работ	Обоснование направления совершенствования режимов прокатки		Форма представления результатов работы				Область применения результатов работы			Параметр оптимизации	
	исследования других авторов	собственные исследования	сравнительный анализ фактических показателей при использовании различных режимов прокатки	общие рекомендации по направлению дальнейшего совершенствования режимов прокатки	уравнения регрессии, устанавливающие взаимосвязь между параметрами деформации и параметром оптимизации	методика совершенствования режимов прокатки	конкретный прокатный стан	прокатные станы аналогичного сортамента и состава оборудования	прокатные станы одной группы (по назначению)	частный	комплексный
I	+	-	+	-	-	-	+	-	-	+	-
II	+	+	-	+	-	-	+	+	-	+	-
III	+	+	-	+	+	-	+	+	-	+	-
IV	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-

1.2 Анализ влияния параметров деформации, структуры и свойств деформируемых сталей на их пластичность и качество готового проката

Как показано в предыдущем разделе необходимым условием разработки методик совершенствования режимов прокатки является наличие достоверных данных о количественном влиянии параметров деформации на качество получаемого проката. Одной из ключевых характеристик, позволяющих установить обоснованную взаимосвязь между указанными параметрами, является пластичность сталей. Пластичность является изменяемой величиной и зависит, как от химического состава и структуры деформируемой стали, так и от термомеханических параметров деформации. При этом влияние пластичности на качество получаемого проката проявляется, как в изменении вероятности образования дефектов в процессе прокатки, так и в изменении размеров дефектов, переходящих на прокат с исходных заготовок.

Согласно общепринятым представлениям пластичностью называют способность материала необратимо (пластически) деформироваться без разрушения (макроскопического нарушения сплошности). При этом разрушению, то есть процессу образования магистральной трещины, предшествуют следующие основные стадии: увеличение плотности линейных и точечных дефектов; возникновение и дальнейшее увеличение плотности объемных дефектов (микропор и микротрещин); возникновение и рост числа макротрещин, слияние которых и приводит, в конечном счете, к появлению магистральной трещины. Следует отметить, что в процессе горячей пластической деформации одновременно с процессом зарождения дефектов (пор и трещин) протекает и обратный процесс – «залечивание» указанных дефектов.

Касательно терминологических аспектов описания процесса пластической деформации материалов при обработке давлением П.И. Полухиным с соавторами [15] рекомендовано взамен термина «пластичность» использовать понятие «деформируемость» материала. Данный факт объясняется тем, что понятие

«деформируемость» дополнительно к пластическим свойствам позволяет учитывать и внешние условия деформации, в частности форму и геометрические размеры деформирующего инструмента и исходных заготовок.

Для определения деформируемости материалов используют критерии пластичности, одним из основных требований к которым является универсальность.

Попытки создания таких критериев, в частности содержатся в работах С.И. Губкина [16], А.А. Преснякова [17]. Согласно методике С.И. Губкина деформационная способность материала находится путем расчета среднеарифметической величины результатов испытаний по различным методам [16]:

$$\Pi = \frac{\Pi_1 + \Pi_2 + \dots + \Pi_n}{n}, \quad (1.20)$$

где n – количество видов испытаний.

А.А. Пресняковым предложен универсальный критерий пластичности в виде допустимой степени деформации [17]:

$$\varepsilon_{\text{доп}} = k_1 \cdot \psi, \quad (1.21)$$

где ψ – полное сужение образца;

k_1 – коэффициент запаса.

В работах Б.А. Скуднова [18] и М.А. Зайкова [19, 20] разработаны критерии пластичности, учитывающие схему напряженного состояния металла при деформации. Критерий пластичности, предложенный Б.А. Скудновым и Л.Д. Соколовым [18] находится по формуле:

$$\pi^I = \frac{e_2 - e_1}{n_2 - n_1}, \quad (1.22)$$

где e_1 – предельная пластичность по схеме напряженного состояния $n_1 = 1$;

e_2 – предельная пластичность при другой схеме напряженного состояния (n_2).

Вплоть до конца 70-ых годов исследователями в качестве одного из наиболее универсальных рассматривался критерий пластичности Зайкова-Перетятыко [19, 20], определяемый как:

$$\pi_0 = \left[1 - (1 - \varepsilon_{\text{ПР}})^{\frac{1}{\beta \cdot n_0}} \right] \cdot 100\%, \quad (1.23)$$

где $\varepsilon_{\text{ПР}}$ – предельная степень деформации, определенная по результатам различных видов испытаний;

n_0 – показатель схемы напряженного состояния для различных видов испытаний;

β – коэффициент Лодэ.

В настоящее время наиболее широкое применение находит критерий пластичности, предложенный В.Л. Колмогоровым [21, 22] – предельная степень деформации сдвига до разрушения:

$$\Lambda_p = \int_0^{t_p} H \cdot d\tau, \quad (1.24)$$

где H – интенсивность скоростей деформации сдвига;

t_p – время разрушения.

Степень деформации сдвига до разрушения является функцией значительного числа параметров [15, 21-23]:

$$\Lambda_p = \Lambda_p(k_\sigma; H; \theta; B), \quad (1.25)$$

где k_σ – показатель напряженного состояния, определяемый, как отношение гидростатического напряжения к интенсивности касательных

напряжений $\left(k_\sigma = \frac{\sigma_{\text{СР}}}{T} \right)$;

θ – температура деформации;

B – показатель немонотонности деформации.

К настоящему моменту в литературных источниках имеется значительный массив экспериментальных данных о влиянии температурно-скоростных параметров горячей деформации на критерий пластичности (степень деформации сдвига) различных марок стали. Обобщая имеющуюся информацию можно констатировать, что для большинства марок стали повышение температуры деформации в интервале температур горячей прокатки до определенного предела приводит к увеличению пластичности, которая после достижения максимума снижается с разной степенью интенсивности. При этом повышение пластичности при увеличении температуры деформации связывают с ослаблением материальной связи частиц и соответствующим созданием более благоприятных условий для их взаимного смещения, а наличие максимума пластичности – с формированием дефектной структуры металла (структуры перегрева) после достижения определенной температуры. В целом температура максимальной пластичности определяется химическим составом стали. Так для углеродистых сталей указанная температура может быть с достаточной точностью определена по следующим уравнениям [24]:

$$t_{пл} = 1389 - 878 \cdot [C] \text{ (при } [C] < 0,18\%); \quad (1.26)$$

$$t_{пл} = 1389 - 63 \cdot [C] \text{ (при } 0,18 \% < [C] < 1,5\%), \quad (1.27)$$

где $[C]$ – содержание углерода в стали, %.

Для ряда сложнолегированных сталей зависимость пластичности от температуры деформации имеет более сложный характер с наличием локальных минимумов («провалов») пластичности в определенном температурном интервале [25-28], что обусловлено сложными структурными изменениями в таких сталях. В частности, в диссертационной работе А.С. Симачева [28] приводятся данные, полученные на основании экспериментальных исследований, о резком падении пластичности рельсовой стали марки Э76ХФ при температуре деформации порядка 1050°C.

Характер влияния скорости деформации на пластичность для большинства марок стали в целом аналогичен влиянию температуры – с повышением скорости деформации до определенного значения критерий пластичности увеличивается, а

затем, достигая максимума, начинает снижаться. Механизм влияния скорости деформации на пластичность стали основан на одновременном действии двух конкурирующих процессов – упрочнения и разупрочнения. При высоких скоростях деформации процесс разупрочнения не успевает реализоваться, что и приводит к снижению критерия пластичности.

Влияние химического состава на показатели пластичности имеет сложный характер, поскольку в зависимости от содержания примесных и легирующих элементов в стали изменяются температуры фазовых переходов. В связи с этим влияние концентрации определенного химического элемента на пластичность в большинстве случаев определяется путем исследований пластичности одной марки стали или группы марок стали близкого состава, значительно отличающихся только содержанием анализируемого элемента. Полученные при таких исследованиях результаты можно экстраполировать только внутри группы рассматриваемых сталей, так как для других групп сталей характер влияния содержания анализируемого химического элемента на пластичность может быть противоположным.

Повышение содержания углерода в сталях оказывает наиболее значимое влияние на снижение их пластических свойств, поскольку способствует увеличению концентрации твердого и непластичного карбида Fe_3C . При этом для углеродистых сталей влияние концентрации углерода в интервале от 0,18% до верхнего предела, встречающегося в сталях, подчиняется линейному закону, а для легированных сталей имеет более сложный характер. Указанный факт объясняется тем, что углерод изменяет протяженность области существования определенных фаз в легированных сталях. Например, в кремнистых сталях область твердого γ -раствора в присутствии углерода расширяется за счет образования силикокарбидов.

Кремний вносится в углеродистые стали только как раскислитель и его концентрация по этой причине незначительна (не более 0,4%). Повышение содержания данного элемента в углеродистых сталях обуславливает линейное снижение пластичности независимо от температуры горячей деформации за счет

уменьшения стабильности аустенита. В кремнистых сталях (легированных данным элементом) увеличение содержания кремния до 2,5% также приводит к снижению пластичности, поскольку при концентрации кремния более 2% структура становится двухфазной (аустенит + феррит), а двухфазные структуры всегда обладают меньшей пластичностью по отношению к однофазным. Дальнейшее же повышение концентрации кремния до 3% обуславливает увеличение критерия пластичности, поскольку при таком его содержании происходит переход структуры из гетерогенного в однофазное состояние (формирование ферритной структуры).

Характер влияние марганца на пластичность сталей также зависит от его концентрации. Так в углеродистых сталях, где концентрация данного элемента, используемого для раскисления, не превышает 0,8%, увеличение его содержания способствует повышению критерия пластичности, что связывают со способностью марганца связывать серу и кислород в пластичные соединения. В марганцовистых сталях, для которых характерно легирование марганцем до концентрации более 1%, увеличение содержания данного элемента приводит к снижению пластичности за счет легирования аустенита марганцем.

В отличие от кремния и марганца такие элементы, как хром и никель присутствуют в стали в значимых количествах только при их направленном вводе (легировании стали). Повышение содержания хрома и никеля в большинстве хромистых и никелевых сталей приводит к снижению их пластических свойств. Исключение составляют стали с содержанием хрома более 17% – в этом случае повышение содержание данного элемента в стали перестает оказывать значимое влияние на ее пластичность. Такие легирующие элементы, как молибден и ванадий, как правило, вводятся в сталь в дополнении к хрому и никелю и имеют в стали незначительную концентрацию. Указанные элементы измельчают структуру металла, тем самым несколько повышая пластичность хромистых и хромоникелевых сталей.

Увеличение содержания серы и фосфора в сталях всех марок обуславливает снижение пластических свойств. Влияние серы на пластичность связано с

образованием легкоплавкой эвтектики FeS с температурой плавления ниже температуры горячей прокатки, располагающейся по границам зерен. При этом отрицательное влияние серы на пластичность в значительной степени снижается при повышении температуры деформации до 1200°C и выше, что обусловлено частичным переходом указанной эвтектики в кристаллы. Уменьшение пластичности сталей при повышении содержания фосфора связано с образованием по границам зерен фосфидов железа и увеличением размера самих зерен.

В связи с тем, что, как показано выше, влияние химического состава сталей на их пластичность имеет сложный характер, единственным методом, позволяющим получить адекватные данные о пластичности сталей вновь осваиваемых марок при различных температурно-скоростных условиях деформации, является проведение экспериментальных исследований. Необходимость экспериментальных исследований также существует при анализе влияния концентрации отдельных элементов в уже известных марках стали. Подтверждением данного тезиса является значительное количество работ отечественных и зарубежных авторов [29-53] в данном направлении, проведенных и опубликованных в последние годы. При этом исследуется горячая пластичность, как сталей специального назначения сложного химического и фазового составов [37, 40, 41, 43-45, 47-53], так и сталей рядовых марок, низколегированных сталей [29, 38, 39, 42, 46]. В работе [30] исследовано влияние бора на горячую пластичность микролегированных сталей, в работе [36] – влияние азота на технологическую пластичность аустенитной стали, авторами статьи [43] исследовано влияние концентрации азота, кислорода и никеля на пластичность нержавеющей стали, в работах [46 и 50] приводятся данные исследований влияния концентрации меди на пластичность трубной и нержавеющей сталей соответственно, авторами работы [51] проведен анализ влияния содержания ниобия и титана в судостроительной стали на ее пластичность.

Следует отметить, что авторами исследований, посвященных определению зависимостей критерия пластичности сталей от их химического состава и температурно-скоростных параметров деформации, не уделяется внимание неоднородности микроструктуры заготовок, являющейся неизбежной и обусловленной закономерностями кристаллизации стали. В рамках данного направления можно выделить только диссертационную работу А.С. Симачева [28], в которой проведены экспериментальные исследования горячей пластичности рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ и Э90ХАФ по зонам кристаллизации непрерывнолитых заготовок.

Исходя из физического смысла, пластичность оказывает значимое влияние на вероятность образования дефектов в процессе деформации, таким образом оказывая и существенное влияние на показатели качества готового проката. Характеристикой, позволяющей количественно оценить вероятность образования дефектов является степень использования запаса пластичности (СИЗП), предложенная В.Л. Колмогоровым в рамках разработанной им математической модели разрушения материалов при пластической деформации на основе гипотезы о линейном суммировании повреждений [23]:

$$\psi = \frac{\Lambda}{\Lambda_P} = \int_0^t \frac{H(\tau)}{\Lambda_P[k_\sigma(\tau)]} d\tau, \quad (1.28)$$

где Λ – накопленная степень деформации сдвига.

В момент разрушения металла значение СИЗП достигает значения 1.

Г. А. Смирновым-Аляевым СИЗП определяется без учета влияния истории деформирования [54]:

$$\psi = \frac{e_{и}}{e_P(\eta)}, \quad (1.29)$$

где $e_{и}$ – накопленная интенсивность деформаций до разрушения.

η – коэффициент жесткости схемы напряженного состояния,

определяемый, как отношение суммы главных компонент тензора

напряжений к интенсивности напряжений $\left(\eta = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_{\text{и}}} \right)$;

e_p – предельная степень деформации до разрушения.

Г.Д. Делем, В.А. Огородниковым, Г.В. Нахайчуком [55] для учета влияния истории деформирования на СИЗП использована производная $\frac{d\eta}{de_{\text{и}}}$; метод определения СИЗП основан на нелинейной теории накопления повреждений. В этом случае СИЗП, называемая авторами «использованным ресурсом пластичности», рассчитывается по формуле:

$$\psi = \int_0^{e_{\text{и}}} \left(1 + 0,2 \operatorname{arctg} \frac{d\eta}{de_{\text{и}}} \right) \cdot \frac{e_{\text{и}}^{0,2 \operatorname{arctg} \frac{d\eta}{de_{\text{и}}}}}{e_p(\eta)^{0,2 \operatorname{arctg} \frac{d\eta}{de_{\text{и}}}}} de_{\text{и}} \quad (1.30)$$

В случае объемного напряженного состояния В.А. Огородников предлагает определять использованный ресурс пластичности по формуле [56]:

$$\psi = \int_0^{e_{\text{и}}} \left(1 + 0,2 \operatorname{arctg} \frac{d\eta}{de_{\text{и}}} \frac{d\lambda}{de_{\text{и}}} \right) \cdot \frac{e_{\text{и}}^{0,2 \operatorname{arctg} \frac{d\eta}{de_{\text{и}}}}}{e_p(\eta; \lambda)^{0,2 \operatorname{arctg} \frac{d\eta}{de_{\text{и}}}}} de_{\text{и}} \quad (1.31)$$

где λ – показатель напряженного состояния, учитывающий третий

инвариант тензора напряжений $\left(\lambda = \frac{\sqrt[3]{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}}{\sigma_{\text{и}}} \right)$.

Очевидно, что при таком подходе диаграмма пластичности (зависимость пластичности от показателя напряженного состояния) преобразуется в поверхность.

В работе [57] Г.Д. Делем предложено определять СИЗП на основе тензорной модели накопления повреждений:

$$\psi_{ij} = \int_0^{e_{\text{и}}} \left(1 - a + 2 \cdot a \cdot \frac{e_{\text{и}}}{e_p(\eta)} \right) \cdot \beta_{ij} \cdot \frac{de_{\text{и}}}{e_p(\eta)}, \quad (1.32)$$

где a – коэффициент;

β_{ij} – направляющий тензор приращений деформации.

В связи с наличием значительного количества методик определения СИЗП закономерно встает вопрос о предпочтительности использования той или иной методики в конкретной ситуации. Решению указанной задачи посвящены работы [58-60]. Согласно данным исследований [58, 59] выбор методики расчета СИЗП необходимо осуществлять с учетом скорости изменения показателя напряженного

состояния $(\frac{d\eta}{de_{\text{и}}})$ и кривизны пути деформирования $(\frac{d^2\eta}{de_{\text{и}}^2})$. Так при значениях параметра $\frac{d\eta}{de_{\text{и}}}$, близких к нулю, целесообразно использовать формулу Г.А.

Смирнова-Аляева; при $0,5 \leq \frac{d\eta}{de_{\text{и}}} \leq 1,75$ и кривизне пути деформирования

$0,25 \leq \frac{d^2\eta}{de_{\text{и}}^2} \leq 2$ целесообразно применять формулу В.Л. Колмогорова. При

значениях параметров $\frac{d\eta}{de_{\text{и}}} \geq 2$ и $\frac{d^2\eta}{de_{\text{и}}^2} \geq 3$ наибольшую точность дают расчеты с

использованием формулы В.А. Огородникова. В работе [60] проведено исследование влияния третьего инварианта тензора напряжений ($I_3(T_{\sigma})$) на величину использованного ресурса пластичности. На основании расчетов, проведенных с использованием формул Г.Д. Деля, В.А. Огородникова, Г.В. Нахайчука и Г.Д. Деля, показано, что использованный ресурс пластичности, рассчитанный с учетом влияния $I_3(T_{\sigma})$, оказался при разных значениях η выше значений, рассчитанных без учета влияния $I_3(T_{\sigma})$. При этом, величина расхождения зависит от показателей η и λ .

При горячей пластической деформации необходимо учитывать не только процесс накопления повреждений, но и конкурирующий процесс «залечиваемости» дефектов. С целью учета влияния указанного конкурирующего процесса на СИЗП В.Л. Колмогоровым вводится функция наследственности (E):

$$\psi = \int_{t_{i-1}}^{t_i} \frac{E \cdot H}{\Lambda_P} dt, \quad (1.33)$$

Значения функции наследственности изменяются в пределах от 0 до 1 включительно и зависят от состояния металла в конкретный момент времени, в частности от температуры.

Как отмечается Ю.Г. Калпиным с соавторами в работе [61] значительным недостатком подхода В.Л. Колмогорова к определению СИЗП металлов при горячей деформации является то, что функция наследственности не является универсальной и не связана с характеристикой пути нагружения $K = K(t)$.

В.Н. Перетяtko в работе [62] предложен следующий подход, позволяющий учитывать влияние залечивания дефектов на СИЗП. Показатель СИЗП выражается, как отношение суммарной поврежденности металла (φ) к критическому значению поврежденности (φ_{KP}):

$$\psi = \frac{\varphi}{\varphi_{KP}} \quad (1.34)$$

При этом суммарную поврежденность металла автор представляет, как:

$$\varphi = \Delta\varphi_1 + \Delta\varphi_2 - \Delta\varphi_3 - \Delta\varphi_4, \quad (1.35)$$

где $\Delta\varphi_1$, $\Delta\varphi_2$ – поврежденность в результате наклепа и образования микродефектов соответственно;

$\Delta\varphi_3$, $\Delta\varphi_4$ – залечивание дефектов в результате пластической деформации и в результате отдыха и диффузионных процессов соответственно.

В целом, несмотря на наличие значительного количества подходов и методик определения СИЗП, практически всеми исследователями признается определяющее влияние данного показателя на качество изделий, получаемых различными методами ОМД. В связи с этим закономерно встает проблема точного количественного определения СИЗП с целью проектирования оптимальных режимов деформации.

Следует отметить, что вопрос количественного определения СИЗП материала в процессе пластической деформации до недавнего времени

представлял объективные трудности. Данный факт обусловлен двумя основными причинами. Во-первых, зависимости критерия пластичности от термомеханических параметров деформации и характеристик обрабатываемого материала имеют сложный характер, что объясняется их тесной взаимной корреляцией. Во-вторых, в процессах ОМД имеет место значительная неравномерность деформированного и напряженного состояний по объему заготовки и во времени, в результате чего СИЗП металла в различных зонах деформируемой заготовки и в различные временные интервалы процесса деформации может значительно отличаться. В результате точность определения СИЗП напрямую зависит от количества элементарных объемов, на которые разбивается деформируемое тело и от частоты разбиения процесса деформации на элементарные временные промежутки. Таким образом, сдерживающим фактором является сложность применяемого математического аппарата и трудоемкость вычислений.

Решение указанной проблемы стало возможным благодаря развитию компьютерной техники и технологий, в частности, в связи с появлением ряда программных комплексов для моделирования процессов обработки металлов давлением [63-70]: «DEFORM-2D», «DEFORM-3D», «Ansys LSDYNA», «PamStamp», «Syperform», «QForm3D», «QForm2D», «Рапид», «ПЛАСТ».

В основу работы вышеуказанных программных комплексов заложен метод конечных элементов (МКЭ). Сущность МКЭ заключается в представлении исследуемого объекта или области в виде совокупности дискретных (конечных) элементов (подобластей), для каждого из которых выбирается вид аппроксимирующей функции, преимущественно в виде полинома первой степени [71-75]. При использовании МКЭ решается задача поиска значений функций на границах конечных элементов (в узлах), исходя из положения, что вне своего элемента аппроксимирующая функция равна нулю. В ходе решения составляется система уравнений, количество которых соответствует количеству неизвестных значений в узлах и прямо пропорционально количеству конечных элементов. Поскольку каждый из конечных элементов связан только с ограниченным

количеством соседних элементов, то система уравнений приобретает разреженный вид. В большинстве случаев задача решается с использованием вариационных методов, таких как принцип Лагранжа.

Следует отметить, что МКЭ является на сегодняшний день наиболее распространенным методом математического моделирования процессов пластической деформации. Данный факт объясняется его универсальностью, то есть наличием минимальных ограничений по области применения. В частности, в отличие от метода линий скольжения МКЭ позволяет получать точные данные не только для плоских, но и для объемных задач; область применения МКЭ не ограничивается только процессами производства простых по геометрической форме профилей, как у метода тонких сечений; в отличие от метода граничных элементов МКЭ позволяет решать задачи применительно к неоднородной среде с нелинейными эффектами в отдельных элементах.

Основной недостаток МКЭ, заключающийся в сложности применяемого математического аппарата и трудоемкости вычислений, в настоящее время является несущественным в связи с развитием ЭВМ. Возможности современных компьютерных технологий, реализованные в вышеуказанных программных комплексах, позволяют проводить моделирование процессов пластической деформации при разбиении деформируемого тела на 10^3 , 10^4 (и более) конечных элементов. При этом анализ динамики параметров, характеризующих процесс деформации, возможно проводить с временными интервалами, не превышающими долей секунд.

Следует констатировать, что в настоящее время наибольшее распространение для моделирования различных процессов ОМД получил программный комплекс «DEFORM-2D/3D». Имеющиеся литературные данные позволяют говорить об успешном применении указанного программного комплекса для совершенствования технологических режимов радиальной [76] и изотермическойковки [77], комбинированного выдавливания [78], прокатки-прессования [79], непрерывного прессования методом Конформ [80], безоправочного волочения труб [81], черновой и чистовой штамповки [82],

прокатки слябов на широкополосном стане [83], производства сортовых прокатных профилей [84], прокатки железнодорожных [85, 86] и трамвайных [87, 88] рельсов в универсальных клетях, колесопрокатного производства [89].

Широкое использование «DEFORM» обусловлено тем фактом, что в отличие от большинства программных комплексов на основе МКЭ, он не специализирован на моделировании определенного процесса ОМД («QForm3D», «RamStamp» спроектированы для моделирования процессов штамповки [67, 68]) и не имеет ограничений по области применения только простыми случаями деформации (программы «Рapid» и «ПЛАСТ» предназначены только для моделирования процессов осесимметричной и плоской деформации [69, 70]). Также следует отметить более доступный интерфейс и удобство в эксплуатации в отличие от ряда конкурирующих программных комплексов («Ansys LS-DYNA» [66]).

Стандартным показателем СИЗП в программном комплексе «DEFORM» (используемым по умолчанию показателем) является критерий Кокрофта-Лэтэма [90].

В работах [84, 91] проведены исследования распределения указанного критерия по сечению раската в процессе прокатки на станах различного типа, на основании которых разработаны оптимальные режимы деформации. В частности, Д.И. Кинзиным и С.С. Рычковым предложена новая калибровка валков первых 10-ти клеток для производства сортовых профилей на стане «370» Магнитогорского металлургического комбината, обеспечивающая меньшую вероятность образования поверхностных и внутренних дефектов [84]. М.А. Молостовым с соавторами разработана эффективная схема деформации проката из низколегированных марок стали в черновой группе клеток стана 2000 с целью снижения поверхностного дефектообразования [91].

А.В. Власовым разработана подпрограмма для постпроцессора «DEFORM-3D» [92], позволяющая производить расчет СИЗП по вышеприведенным формулам В.Л. Колмогорова, В.А. Огородникова и Г.Д. Деля. Проведенные

автором расчеты процесса радиальной ковки показали, что из перечисленных методик качественно более точно описывает процесс формула Г.Д. Деля.

Следует отметить, что методики прогнозирования качества поверхности изделий, изготавливаемых методами ОМД, на основании расчета СИЗП использовались и до появления программного комплекса «DEFORM». В частности, И.С. Кузнецовым с соавторами [93] определен СИЗП различных зон слитка при деформации в ящичных калибрах по десяти режимам прокатки. Расчет проводили по методике В.Л. Колмогорова, при этом в качестве анализируемого показателя использовали суммарную за режим обжатий величину СИЗП. На основании полученных данных о среднеарифметических значениях СИЗП на контактных и боковых гранях слитков, а также в угловых зонах слитков, определен оптимальный режим прокатки, внедрение которого на Западно-Сибирском металлургическом комбинате позволило снизить вероятность образования дефектов на поверхности металла.

В целом важно отметить, что программные комплексы, основанные на методе МКЭ (в частности «DEFORM»), являются инструментом, позволяющим повысить точность количественного определения характеристик процесса деформации, в том числе СИЗП и значительно сократить трудозатраты на проведение расчетов, а не представляют собой новую математическую модель описания процессов ОМД. При этом достоверность полученных в ходе моделирования количественных характеристик СИЗП находится в прямой взаимосвязи с адекватностью исходной информации о физико-химических свойствах деформируемого материала, в том числе при различном сочетании температурно-скоростных параметров деформации. В свою очередь получение указанной информации для новых марок сталей, а в особенности для сложнолегированных сталей, возможно только на основании экспериментальных исследований.

На основании вышесказанного можно сделать вывод, что для получения применимых на практике аналитических зависимостей, позволяющих

прогнозировать качество готового проката при изменении параметров его производства необходимо использовать следующий алгоритм исследований:

- первый этап – экспериментальные лабораторные исследования пластичности рассматриваемой стали при температурно-скоростных условиях, соответствующим реальным условиям прокатки с учетом влияния химического состава стали в рамках существующего интервала изменения содержания основных элементов на ее пластичность и неравномерного распределения пластичности по сечению деформируемых заготовок;

- второй этап – моделирование напряженно-деформированного состояния металла по проходам (распределения показателя СИЗП по сечению раската) с использованием специализированных программных комплексов.

1.3 Влияние термомеханических параметров деформации и физико-химических свойств обрабатываемых материалов на энергосиловые параметры прокатки

Энергосиловые параметры прокатки, к числу которых относят усилие, момент и мощность прокатки, оказывают определяющее влияние на эффективность процесса производства готового проката. Повышенные нагрузки на основное и вспомогательное оборудования прокатных станов приводят к увеличению его износа, повышают частоту и продолжительность простоев на ремонты. В свою очередь недозагруженность оборудования обуславливает снижение производительности прокатного стана. Количественное определение прогнозных значений вышеприведенных энергосиловых параметров с минимальной погрешностью особенно важно при разработке новых режимов прокатки.

Следует отметить, что при определении энергосиловых параметров прокатки расчетными методами наибольшую сложность представляет выбор величины сопротивления пластической деформации (СПД). Указанный показатель входит в качестве сомножителя в формулу для расчета усилия

прокатки и, следовательно, от него напрямую зависят энергосиловые параметры прокатки. На сегодняшний день в специальной и справочной литературе имеются данные о СПД ограниченного числа марок сталей и сплавов, а теоретические методы определения СПД достаточно сложны в силу необходимости учета совместного воздействия на данный показатель целого ряда параметров: химического состава и структуры прокатываемого материала, термомеханических параметров деформации (температуры, степени и скорости деформации), истории нагружения.

Касательно физического смысла понятия СПД подавляющее большинство исследователей сходится во мнении [15, 24, 61, 94-102], что данный показатель выражается, как напряжение одноосного растяжения или сжатия в условиях развитой пластической деформации или, как интенсивность напряжений, достаточная для осуществления пластической деформации материала при заданных условиях деформации.

Следует особо подчеркнуть, что СПД является именно характеристикой материала и данный показатель неправомерно отождествлять с такими параметрами, как среднее удельное давление металла на валки при прокатке, предел текучести, предел прочности [96].

Сложность теоретического определения СПД обуславливает широкое применение экспериментальных методов исследований с использованием горячих механических испытаний образцов. С целью максимального приближения условий испытаний при одноосной деформации к реальным условиям прокатки, а именно для реализации закона деформации аналогичного прокатке, используют испытательные машины специальных конструкций – кулачковые пластометры. Моделирование непостоянной скорости деформации вдоль дуги контакта металла с прокатными валками, характерное для процесса прокатки, производится за счет использования нагружающего устройства в виде профилированных кулачков. Первым пластометром кулачкового типа считается установка Орована, спроектированная в начале 50-х годов XX века [103]. Первый отечественный кулачковый пластометр создан на Южно-Уральском машиностроительном заводе

(ЮУМЗ) к началу 60-х годов прошлого века. В дальнейшем спроектированы и реализованы многочисленные конструкции пластометров для моделирования различных условий деформации. Так на Уральском заводе тяжелого машиностроения (УЗТМ) создан пластометр для проведения испытаний на горячее сжатие и растяжение при скоростях деформации от 10^{-2} с^{-1} до 10^2 с^{-1} [104]. Сотрудниками Московского института стали и сплавов (МИСиС) совместно с Краматорским научно-исследовательским и проектным институтом (НИИПТмаш) разработан пластометр для испытаний образцов на кручение [105], в конструкции которого реализована возможность разделения деформации на несколько этапов.

Следует отметить, что для кулачковых пластометров характерен ряд существенных недостатков: значительные габариты установок, высокие затраты на установку и изготовление кулачков. В настоящее время в качестве альтернативы пластометров находят применение универсальные испытательные установки, позволяющие поддерживать заданные законы деформации. В качестве примера таких установок можно привести электромеханические и сервогидравлические установки компании «Instron», установки «Gleeble» производства компании «Dynamic Systems Inc» (США).

К настоящему моменту накоплен значительный объем данных о результатах экспериментального определения СПД различных марок сталей и сплавов. В ряде работ проведена систематизация указанных данных в формате кривых течения – зависимостей СПД (σ) от степени деформации (ϵ) при различных температурах и скоростях деформации.

Основываясь на экспериментальных данных большинство исследователей сходится во мнении, что температура деформации сталей и сплавов оказывает наибольшее влияние на их СПД в процессе обработки давлением. Повышение температуры деформации в интервале температур прокатки приводит к снижению СПД по экспоненциальному закону. В частности, М.А. Зайковым [100] предложены следующие формулы определения СПД:

$$\sigma = \sigma_0 \cdot e^{(-b \cdot T)}; \quad (1.36)$$

$$\sigma = \sigma_{\text{ПЛ}} \cdot e^{(b \cdot T \cdot (1 - \Gamma))}, \quad (1.37)$$

где σ_0 , $\sigma_{\text{ПЛ}}$ – сопротивление деформации, экстраполированное до нуля по шкале Кельвина и при температуре плавления соответственно;

T – температура деформации, К;

b – температурный коэффициент;

Γ – гомологическая температура.

Также следует отметить, что влияние температуры деформации на СПД опосредованно проявляется при воздействии других параметров. В частности, по данным работы [100] зависимость СПД от скорости деформации в значительной степени зависит от температуры:

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = \left(\frac{u}{u_0} \right)^n, \quad (1.38)$$

где σ , σ_0 – сопротивление деформации, соответствующее скорости деформации u и u_0 ;

n – скоростной показатель (зависит от гомологической температуры).

$$n = 0,3 \cdot \frac{T}{T_{\text{ПЛ}}}, \quad (1.39)$$

где $T_{\text{ПЛ}}$ – температура плавления.

Еще одним подтверждением приведенного тезиса является уже упомянутое выше влияние температуры на фазовый состав сложнолегированных сталей, изменение которого оказывает значительное влияние на СПД.

При прокатке на станах различного типа скорость деформации изменяется в достаточно значительных пределах – от 0,8-3,0 с⁻¹ на блюмингах и заготовочных станах до 300-500 с⁻¹ на проволочных станах. Увеличение скорости деформации приводит к повышению СПД, при этом количественно указанная зависимость наиболее точно описывается степенной функцией. С физической точки зрения механизм влияния скорости деформации на СПД заключается в том, что с повышением скорости деформации процессы упрочнения ускоряются, а скорость конкурирующих процессов разупрочнения при этом остается неизменной. При

этом упрочнение происходит за счет повышения плотности дислокаций и точечных дефектов, увеличения сил внутреннего трения. Следует отметить, что при высоких скоростях деформации (более 10^3 - 10^5 с⁻¹) влияние данного параметра на СПД крайне незначительно, поскольку процессы разупрочнения в этом случае практически не успевают реализоваться [24].

Характер зависимости СПД от степени деформации в значительной степени определяется структурой и фазовым составом деформируемых сталей, а также скоростью деформации. Авторы работ [15, 24] выделяют четыре вида наиболее характерных кривых текучести в координатах σ – e (рисунок 1.2).

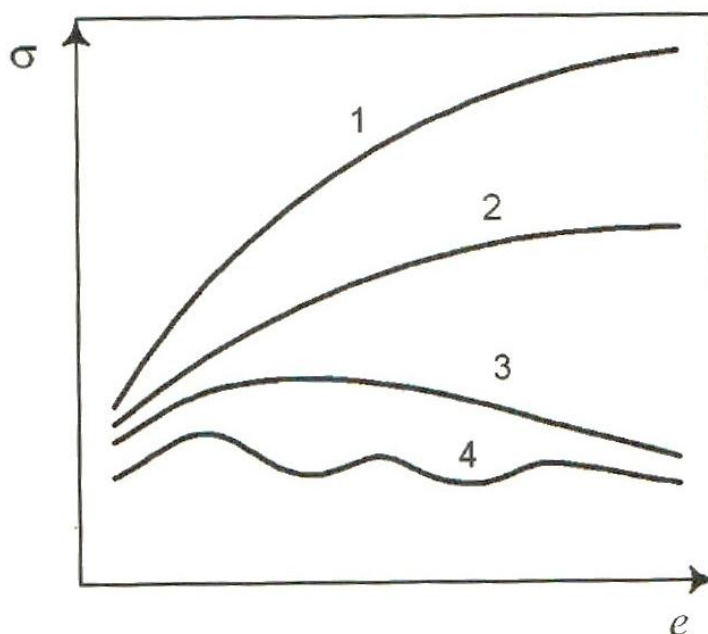


Рисунок 1.2 – Разновидности кривых текучести при деформации металлов и сплавов [24]

Общим для всех представленных вариантов кривых текучести является увеличение СПД на начальном участке, хотя и имеющее различную интенсивность. В этот период происходит деформационное упрочнение, интенсивность которого зависит, прежде всего, от деформируемого материала. Так наиболее сильное деформационное упрочнение характерно для аустенитных сплавов, в том числе для сталей аустенитного класса, а наиболее слабое – для ферритных сплавов (стали ферритного класса). В результате деформации в

металле возрастает плотность дислокаций и происходит формирование ячеистой субструктуры.

Характеризуя кривую текучести «1» (рисунок 1.2) можно отметить, что зависимость СПД от степени деформации в данном случае имеет экспоненциальный характер, описываемый уравнением вида:

$$\sigma = k \cdot e^{-m}, \quad (1.40)$$

где k, m – константы.

Такой характер зависимости характерен для большинства металлов при динамическом нагружении, когда разрушение металла происходит ранее момента достижения области устойчивого течения и имеет место при высокоскоростной деформации, когда интенсивно протекают процессы деформационного упрочнения, а конкурирующие процессы разупрочнения не успевают в достаточной степени реализоваться.

Отличительной особенностью кривой текучести «2» (рисунок 1.2) является наличие установившейся стадии при достижении определенного значения степени деформации, то есть остановке роста СПД при дальнейшем увеличении степени деформации. Математически такая кривая описывается уравнением вида:

$$\sigma = \frac{B \cdot Z}{A} \cdot \left(1 - e^{-A^I \cdot e^{-kn^I}} \right), \quad (1.41)$$

где Z – параметр Зенера-Холломона

A^I, n^I – функции параметра Z .

$$Z = u \cdot e^{\left(\frac{Q}{RT} \right)}; B = m \cdot k^{\frac{1}{m}} = M + \frac{1}{m} - 1 \quad (1.42)$$

где m, M – константы.

Наличие установившейся стадии на кривой текучести связано с протеканием динамического возврата и формированием полигонизированной субструктуры. При этом в области значительных деформаций формируется полностью полигонизованная субструктура, имеют место процессы реполигонизации. Указанный вид зависимости СПД от степени деформации

характерен для сталей ферритного класса с низким содержанием углерода, в которых высокая энергия дефектов упаковки феррита способствует полигонизации субструктуры. Следует отметить, что по мнению авторов работы [15] участок установившейся стадии для большинства процессов ОМД не достигается.

Кривая текучести «3» (рисунок 1.2) характеризуется наличием ярко выраженного максимума СПД, который свидетельствует о протекании динамической рекристаллизации в дополнении к динамическому возврату и полигонизации. Хотя, справедливости ради следует отметить, что существует мнение [95] о возможности протекания рекристаллизации без наличия максимума на кривой текучести. Динамическая рекристаллизация возникает при достижении критического значения деформации, равного 80-90% от значения деформации, соответствующего максимуму на кривой текучести. По мнению авторов работы [15] выпуклые кривые текучести характерны для большинства металлов и сплавов; в работе [24] отмечается, что такие кривые имеют место при горячих испытаниях аустенитных сталей и двухфазных сталей с высоким содержанием углерода. При этом для сталей с наличием в структуре перлита и феррита наблюдается «острый» максимум СПД. Также отмечается [15, 24], что повышение температуры приводит к сдвигу максимума в сторону меньших значений деформации, что вызвано сокращением стадии деформационного упрочнения; увеличение скорости деформации приводит к обратному эффекту – сдвигу максимума СПД в сторону больших значений, что объясняется задержкой динамической рекристаллизации при высоких скоростях деформации.

Кривая текучести «4» (рисунок 1.2) реализуется при низких скоростях деформации ($\dot{\epsilon} < 0,1 \text{ с}^{-1}$) и отличается наличием осцилляции деформации на установившейся стадии. Наличие осцилляции также является признаком протекания динамической рекристаллизации, при этом с повышением степени деформации осцилляция имеет тенденцию к снижению.

Целым рядом авторов сделаны попытки аппроксимации экспериментальных данных о зависимости СПД от термомеханических параметров деформации

(температуры, скорости и степени деформации). В работе [106] А.Л. Остапенко с соавторами приводят более 40 вариантов формул для расчета СПД различных марок сталей.

В качестве примера можно привести ряд подобных формул, наиболее часто используемых для практических расчетов.

Так формула Андреюка-Тюленева [107] имеет вид:

$$\sigma_S = S \cdot \sigma_0 \cdot \xi^a \cdot (10\varepsilon)^b \cdot \left(\frac{\theta}{1000} \right)^c, \quad (1.43)$$

где σ_0 – сопротивление деформации при температуре прокатки 1000°C ,

логарифмической степени деформации 0,1 и скорости деформации 1 c^{-1} ;

S, a, b, c – расчетные коэффициенты;

ξ – скорость деформации, c^{-1} ;

ε – степень деформации;

θ – температура деформации, $^\circ\text{C}$.

А.В. Третьяковым и В.И. Зюзиным предложена формула [94]:

$$\sigma_S = a \cdot \varepsilon_u^k \cdot \xi_u^l \cdot e^{-m\theta}, \quad (1.44)$$

где a, k, l, m – экспериментально определяемые коэффициенты, которые характеризуют марку или группу марок сталей.

Область применения указанной формулы ограничена интервалом изменения степени деформации от 0,05 до 0,40 и интервалом изменения скорости деформации в диапазоне от 0,1 до 100 c^{-1} . При этом численные значения коэффициентов получены для 5-ти марок стали: Ст.45, 12ХН3А, 4Х13, Х17Н2, Х18Н9Т.

Формула расчета СПД, разработанная Б.А. Мигачевым [108], имеет вид:

$$\sigma_S = A \cdot \varepsilon^\alpha \cdot \xi^\beta \cdot e^{(-\gamma \cdot \theta)}, \quad (1.45)$$

где A, α, β, γ – эмпирические коэффициенты.

В качестве общей характерной особенности всех рассмотренных выше методик определения СПД, являющейся одновременно и их недостатком, можно

отметить ограничение области применения. Наличие в формулах «базовых» значений СПД (СПД при определенных термомеханических параметрах деформации) и эмпирических коэффициентов (констант) обуславливает возможность их использования только для определенных марок сталей и сплавов, где указанные параметры были заранее определены.

С.В. Карповым с соавторами показано [109], что применение имеющихся формул для расчета СПД позволяет получать достоверные данные только для возрастающих кривых в координатах $\sigma - \epsilon$ (кривые «1», «2» на рисунке 1.2). При ином характере зависимостей СПД от степени деформации (например, кривые с выраженным максимумом) расчетные значения СПД имеют значительную погрешность, что проиллюстрировано на примере стали марки 09Г2ФБ. Обработка экспериментальных данных СПД марганцовистых сталей показала необходимость использования зависимостей на основании полинома пятой степени для двух переменных (степень и скорость деформации или степень и температура деформации). При этом полученные коэффициенты уравнения необходимо корректировать путем визуального сравнения расчетных и фактических значений СПД.

Согласно полученных А.Л. Остапенко с соавторами данных [110] применение имеющихся методик расчета СПД не позволяет получать стабильно низкую погрешность расчетных данных относительно фактических значений СПД – при определенном сочетании термомеханических параметров прокатки погрешность может достигать 25% и более. В результате проведенного исследования [106] автором выработаны рекомендации по предпочтительности использования определенных формул для конкретных марок стали: 08кп, 3сп, Ст45, 09Г2С, ЕН36, Х70, (08-12)Х18Н10Т, (08-12)Х18Н9Т, 35Г2, 40Х, У8А, 12Х1МФ, 20Х23Н18.

Существенным недостатком рассмотренных методик расчета СПД является отсутствие учета влияния таких параметров, как химический и фазовый состав деформируемых сталей, истории нагружения. Авторами многочисленных работ [111-114] показано, что обязательным условием хорошей сходимости расчетных и

экспериментальных данных СПД различных марок сталей является использование моделей, учитывающих структурные изменения в процессе деформации. В.Л. Колмогоров в работе [23] приходит к выводу, что СПД является функционалом, то есть числом, зависящим от функции, описывающей историю развития деформации во времени ($\varepsilon_u = \varepsilon_u(\tau)$). Автор подчеркивает, что функциональная зависимость СПД от термомеханических параметров прокатки не может существовать, так как соотношение процессов упрочнения и разупрочнения зависит от пути развития деформации.

Влияние истории нагружения металла при прокатке обусловлено тем, что процесс осуществляется путем многократного деформирования за некоторое количество проходов (дробная деформация). Длительность пауз между пропусками напрямую определяет полноту протекания процессов разупрочнения: статического возврата, статической рекристаллизации и метадинамической рекристаллизации. При прокатке на непрерывных станах или станах с непрерывными группами клетей продолжительность таких пауз незначительна, в результате чего разупрочнение не успевает полностью реализоваться и происходит дополнительное увеличение СПД. То есть в последующем проходе при прочих равных условиях СПД будет выше на величину остаточного упрочнения ($\Delta\sigma$). Данный факт можно проиллюстрировать диаграммой СПД низкоуглеродистой стали марки Ст3 в зависимости от степени деформации с паузой между проходами – рисунок 1.3 [23].

Величину остаточного упрочнения можно определить по формуле:

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_0 \cdot e^{-\frac{\tau}{n}}, \quad (1.46)$$

где τ – продолжительность пауз между проходами;

$\Delta\sigma_0$ – упрочнение в момент времени $\tau = 0$;

n – константа.

Для проведения экспериментальных исследований дробной деформации используют кулачковые и торсионные пластометры специальных конструкций.

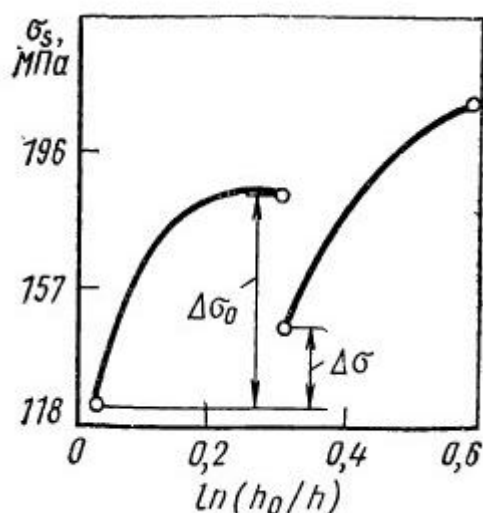


Рисунок 1.3 – Изменение сопротивления пластической деформации стали марки Ст3 при паузах между проходами [23]

Описание СПД материала с учетом истории нагружения проводится с использованием динамических моделей, в основу которых положены интегральные уравнения [115-122] или системы дифференциальных уравнений [111, 123-125].

В качестве примера реализации первого типа динамических моделей можно привести исследования Н.Г. Колбасникова и И.Ю. Трифановой [117-122]. В рамках проведения указанных исследований разработана интегрально-вероятностная модель сопротивления деформации, учитывающая структурные особенности и историю нагружения материала. При этом в качестве базы для создания модели выбрана энтропийная теория прочности.

При использовании динамических моделей, основанных на дифференциальных уравнениях, реализуется возможность учета вклада отдельных процессов разупрочнения (статический возврат, статическая рекристаллизация, метадинамическая рекристаллизация). Примером такого типа моделей является структурно-феноменологическая модель А.В. Коновалова [111]. В основе модели лежит положение, что основным процессом разупрочнения является динамическая рекристаллизация. На основании указанной модели, принятой в качестве базовой, А.С. Смирновым [126] разработана реологическая

модель сопротивления деформации, учитывающая также наличие упрочнения за счет динамического деформационного старения.

В ряде работ [127, 128] предложены методики прогнозирования СПД с использованием обобщенных аддитивных моделей [127] и модели на основе «ANFIS». При этом модельные эксперименты для чистового стана «Baosteel 1880» показали высокую точность разработанных методик.

При рассмотрении влияния химического состава стали на СПД следует отметить, что для процесса прокатки указанный параметр является неизменным и полностью закладывается на предыдущем металлургическом переделе. По данным многочисленных работ [15, 24, 129, 130] повышение содержания постоянных примесей (углерод, марганец, кремний) способствует повышению СПД сталей различных марок.

Формулы для расчета СПД углеродистых марок сталей в зависимости от содержания в них углерода представлены в работах [100, 131]:

$$\sigma = 0,3 \cdot (1 - 2 \cdot C) \cdot \left(\frac{u}{u_0} \right)^{(0,31\Gamma - 0,1)} \cdot e^{7,45 \cdot (1 - \Gamma)}, \quad (1.47)$$

где C – содержание углерода в стали, %;

Γ – гомологическая температура;

$$u_0 = 3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}.$$

$$\lg \sigma = 2,404 - 4,114 \cdot 10^{-2} \cdot C - 1,68 \cdot 10^{-3} \cdot t - 5,684 \cdot 10^{-5} \cdot t \cdot C, \quad (1.48)$$

где t – температура деформации, °C.

Следует отметить, что влияние кремния и марганца начинает проявляться при высокой концентрации указанных элементов, то есть при их использовании в качестве легирующих добавок. Так по данным В.И. Зюзина с соавторами [94] СПД конструкционных кремнистых сталей с содержанием кремния на уровне 1,5-2,0% (стали марок 55C2, 60C2) превышает на 20-25% СПД углеродистых сталей с таким же содержанием углерода. По данным этой же работы высокомарганцовистые стали обладают высоким СПД (например, сталь марки

Г12), при том, что СПД среднемарганцовистых конструкционных сталей (15Г-50Г) незначительно выше данного показателя для углеродистых сталей с аналогичным содержанием углерода.

Касательно легирующих элементов можно отметить, что в большинстве случаев они повышают СПД сталей и их влияние возрастает с увеличением концентрации в стали. Данный факт подтверждается результатами исследований влияния на СПД сталей таких наиболее распространенных легирующих элементов, как хром, никель, вольфрам, молибден [94]. При этом в легированных сталях значительное влияние на СПД оказывает также и содержание углерода. Так по данным работы [94] СПД хромистых сталей марок 15Х-50Х (содержание хрома 0,7-1,0%) превышает СПД углеродистых сталей с таким же содержанием углерода на 5-10%, а решающее влияние на различие значений СПД указанных хромистых марок стали оказывает углерод. По данным этой же работы для высокохромистых сталей (1Х13-4Х13, Х17, Х28) отмечено значительное повышение СПД. Аналогичным является влияние никеля. Так СПД конструкционных никелевых сталей (25НА, 30НА, 13Н2А) незначительно выше СПД углеродистых сталей, а значимое различие наблюдается для сталей марок Н25-Н78. Вольфрам и молибден, обычно присутствующие в сталях в незначительной концентрации, существенно повышают СПД, что особенно заметно проявляется при понижении температуры и повышении скорости деформации. Для сложнолегированных сталей характерно совместное воздействие на СПД углерода и легирующих элементов, что обуславливает высокое СПД таких сталей. Так, например, СПД стали Х18Н9Т примерно в 1,5 раза превышает данный показатель углеродистой стали марки Ст45.

В отличие от химического состава сталей фазовый состав и структура металла могут быть подвержены значительным изменениям в процессе деформации, что обуславливает их более сложное и зачастую косвенное влияние на величину СПД. По мнению авторов работы [24] значимое влияние структуры металла на величину СПД имеет место только для многофазных сталей, фазовый состав которых зависит от температуры. К таким сталям, в частности, можно

относить нержавеющие стали. Приводятся данные о снижении СПД стали марки 08X18H10T при увеличении содержания феррита (рисунок 1.4).

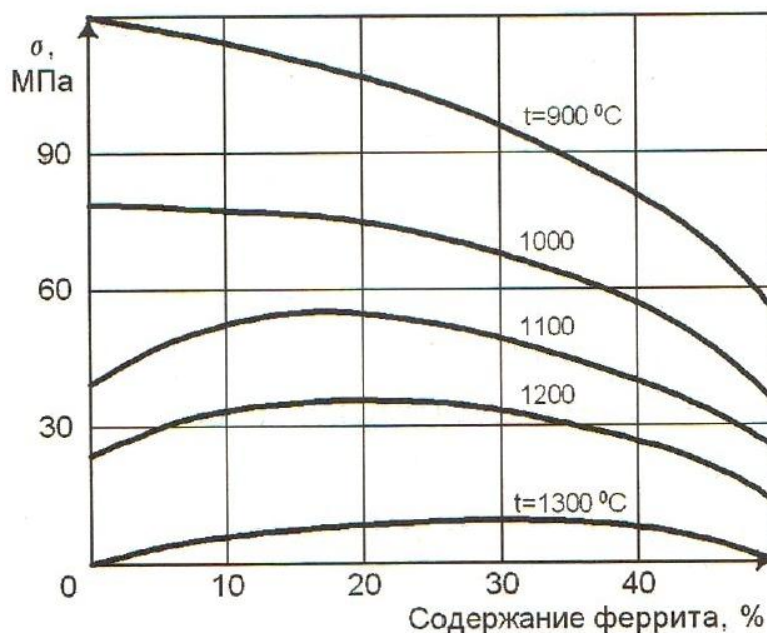


Рисунок 1.4 – Зависимость сопротивления пластической деформации стали марки 08X18H10T от содержания феррита [24]

Имеются данные [15] о влиянии величины зерна на уровень кривых текучести и на положение максимума на указанных кривых. В работе [94] показано, что при увеличении размера зерна сталей марок Ст45 и X18H9T СПД имеет тенденцию к снижению. В этой же работе показано, что СПД аустенитной нержавеющей стали превышает указанный показатель ферритной хромистой стали в 3-5 раз, причиной чему служит различное СПД отдельных фазовых составляющих.

В целом можно констатировать, что несмотря на наличие значительного количества экспериментальных данных о СПД различных сталей и сплавов, имеющих статических и динамических моделях описания СПД, проблема определения действительных значений СПД конкретных марок сталей для заданных условий прокатки остается по-прежнему актуальной. Данный факт связан с протеканием в металле сложных структурных и фазовых превращений, имеющих место, как непосредственно во время деформации, так и в

междеформационный период (при дробном нагружении), и обусловленных, в свою очередь совокупным влиянием химического состава исходных материалов, термомеханическими параметрами прокатки и историей деформации. В результате использование имеющихся данных о значениях СПД или моделей определения СПД приводит, в большинстве случаев, к значительным отклонениям расчетных от фактических данных. Причем данный факт имеет место не только для сталей и сплавов схожего химического состава, но даже и в рамках одной марки стали или сплава. С целью снижения погрешности прогнозирования СПД М.Я. Бровман предлагает [132] определять данный параметр не конкретным числом, а диапазоном значений при определенном сочетании термомеханических параметров деформации. Для обозначения указанного диапазона значений автором вводится термин интервал равной вероятности (ИРВ). Величина ИРВ в численном измерении составляет от 12% до 20% от СПД, при этом ИРВ имеет большую величину для высоколегированных сталей.

Поскольку, как показано выше, перенос имеющихся данных о значениях СПД на стали иного химического состава невозможен, для ряда марок сталей и сплавов существует значимая необходимость проведения экспериментальных исследований СПД. К таким маркам стали, прежде всего, следует отнести вновь осваиваемые марки стали и стали ответственного назначения, однако при этом исследования СПД проводят и для низколегированных сталей стандартного химического состава. В качестве подтверждения актуальности рассматриваемой тематики можно привести ряд исследований [109, 133-145], проведенных в последние годы. Так С.В. Гладковским с соавторами исследовано СПД мартенситно-стареющей стали ЭП679 в зависимости от степени, скорости, температуры деформации [133], в работе [138] представлены результаты исследований СПД азотсодержащей мартенситной стали. А.В. Коноваловым с соавторами в работе [134] представлены результаты исследований СПД новых сталей 18ХМФБ и 18ХЗМФБ, в работах [135, 136] экспериментально определено СПД кремнемарганцовистых сталей, в том числе стали 08Г2С. В.М. Салгаником с

соавторами [137] проведены исследования СПД ниобийсодержащих сталей новых марок, в работах [139] и [141] – сталей марок 32ХГА и 10Х18Н10 соответственно. В диссертационной работе А.В. Головатенко [145] представлены зависимости СПД рельсовой стали марки Э78ХСФ от температуры, скорости и степени деформации с учетом варьирования содержания химических элементов в рамках фактического интервала изменения на плавках текущего производства.

Следует отметить, что для подавляющего большинства экспериментальных исследований сопротивления сталей пластическому деформированию характерны те же недостатки, что и для исследований пластичности – отсутствие учета изменения химического состава стали одной марки в рамках допустимого (или фактического) интервала и учета неоднородности микроструктуры по сечению заготовок (раскатов). Касательно влияния химического состава на сопротивление деформации исключением является диссертационная работа А.В. Головатенко [145], в которой в количественном выражении определено влияние изменения содержания основных химических элементов стали Э78ХСФ (в рамках фактического интервала их варьирования на плавках текущего производства) на ее СПД. Данные об исследованиях неоднородности СПД по сечению заготовок в литературе отсутствуют.

Резюмируя вышесказанное можно сделать вывод, что необходимым условием для разработки энергоэффективных режимов прокатки рельсовых сталей является определение количественных зависимостей ее СПД от термомеханических параметров деформации (температура, скорость и степень деформации) и содержания химических элементов в стали в рамках фактического интервала их изменения с учетом неравномерного распределения СПД по зонам кристаллизации исходных заготовок.

1.4 Анализ процессов формирования качества рельсов на различных этапах их производства

Качество железнодорожных рельсов является комплексным показателем,

определяющим соответствие требованиям нормативной документации и дополнительным требованиям потребителей.

В соответствии с действующим «Национальным стандартом Российской Федерации. Рельсы железнодорожные» (ГОСТ Р 51685-2013) регламентации подвергаются следующие показатели качества рельсов [146]:

- геометрические размеры, в том числе прямолинейность;
- химический состав, в том числе содержание газов;
- загрязненность неметаллическими включениями;
- наличие внутренних и поверхностных дефектов;
- механические свойства.

Для потребителей важнейшим показателем также является эксплуатационная стойкость рельсов, не регламентированная в ГОСТ.

При этом на формирование большинства из перечисленных показателей качества рельсов значимое влияние оказывают не только параметры прокатки, но и технологические факторы предыдущего (сталеплавильного) передела, что необходимо учитывать при разработке методики совершенствования режимов прокатки.

1.4.1 Влияние технологических параметров металлургического передела на качество рельсов

Исходя из физического смысла, а также на основании анализа литературных данных можно утверждать, что параметры производства рельсовой стали могут оказывать значимое влияние на все вышеперечисленные показатели качества готовых рельсов за исключением их геометрических размеров. При этом следует отметить, что ряд указанных показателей качества является тесно взаимосвязанным. Так химический состав рельсовой стали в значительной степени определяет степень ее загрязненности неметаллическими включениями, а в совокупности два этих показателя оказывают влияние на механические свойства рельсов, а также на количество и размеры поверхностных дефектов и дефектов

макроструктуры.

Касательно химического состава рельсов можно отметить, что характерной особенностью рельсовых сталей всех марок является низкая допустимая концентрация вредных примесей (сера, фосфор) и остаточных цветных металлов (никель, хром, медь, титан, алюминий). При этом требования по допустимому содержанию указанных элементов постоянно ужесточаются (таблица 1.2).

Таблица 1.2 – Сравнительный анализ допустимых концентрации вредных примесей в рельсовых сталях по требованиям различных стандартов

Наименование стандарта	Допустимые концентрации элементов по данным ковшевой пробы (не более), %								
	P	S	Al	Ni	Cu	Cr	Ti	Ni+Cu	Ni+Cu+Cr+Ti
ГОСТ Р 51685-2000	0,025-0,035	0,025-0,040	0,005-0,025	0,20	0,20	0,20	-	-	0,50
ГОСТ Р 51685-2013	0,020	0,020	0,004	0,15-0,20	0,20	0,20	0,010	0,27	0,40

Также в рельсовых сталях ограничено содержание газов (водорода и кислорода): при содержании водорода в стали в промежуточном ковше МНЛЗ выше 2,5 ppm ее не назначают для производства рельсов; массовая доля кислорода ограничена пределами не более 20 ppm (в ранее действовавшем ГОСТ Р 51685-2000 за исключением рельсов высшего качества (категория В) допускалось содержание кислорода в стали до 40 ppm).

Ограничение содержания серы и фосфора в низких пределах связано с общепризнанным отрицательным влиянием данных элементов на прочностные и пластические свойства.

Сера вызывает понижение технологической пластичности стали при температурах горячей прокатки (850-1200°C), называемое «красноломкостью» и проявляющееся в образовании поверхностных дефектов. Причиной возникновения красноломкости является оплавление оксисульфидов и сульфидов по границам зерен, вызывающее разрушение металла. В свою очередь скопление сульфидных включений по границам зерен обусловлено понижением

растворимости во время кристаллизации стали и ее охлаждения. По имеющимся данным [147] концентрация серы в областях по границам дендритов над среднеплавочным значением может достигать очень значительных величин – до 2000 раз.

При комнатной, и близких к ней температурах включения сульфидов понижают механические свойства стали, характеризующие пластичность (относительные сужение и удлинение) и ударную вязкость. При этом после прокатки, когда сульфидные включения вытянуты в виде строчек в направлении горячей пластической деформации, отрицательное влияние серы в стали проявляется лишь в направлении, поперечном к линии вытяжки в процессе этой деформации.

Степень влияния серы на свойства стали зависит от характера сульфидных включений и их расположения в металле, что определяется воздействием сульфидообразующих элементов, вводимых в сталь для раскисления, а именно кремния, алюминия и марганца [148-152]. Выделяют три разновидности сульфидных включений, из которых к первому типу относят беспорядочно разбросанные крупные глобулы оксисульфидов, образующиеся при раскислении стали только марганцем и кремнием в присутствии незначительного количества алюминия. Указанные включения являются наименее опасными с точки зрения ухудшения качества стали. Второй тип включений, имеющих вид цепочек мелких глобул или пленок (сульфиды железа и марганца), наблюдается при более высокой концентрации алюминия (в частности, в средне- и высокоуглеродистой сталях такие включения образуются при концентрации алюминия в пределах 0,005-0,020%) и оказывает наиболее выраженное отрицательное влияние на качество стали. Третий тип включений образуется при дальнейшем повышении содержания алюминия; в этом случае включения имеют обычно крупный размер, неправильную форму и беспорядочно расположены в объеме изделия. По степени влияния на качество стали включения третьего типа занимают промежуточное положение между первым и вторым типом включений.

Исходя из требований к допустимому содержанию алюминия в рельсовых

сталих (таблица 1.2) в рельсах преимущественно должны присутствовать сульфидные включения первого типа, также возможно образование включений второго типа.

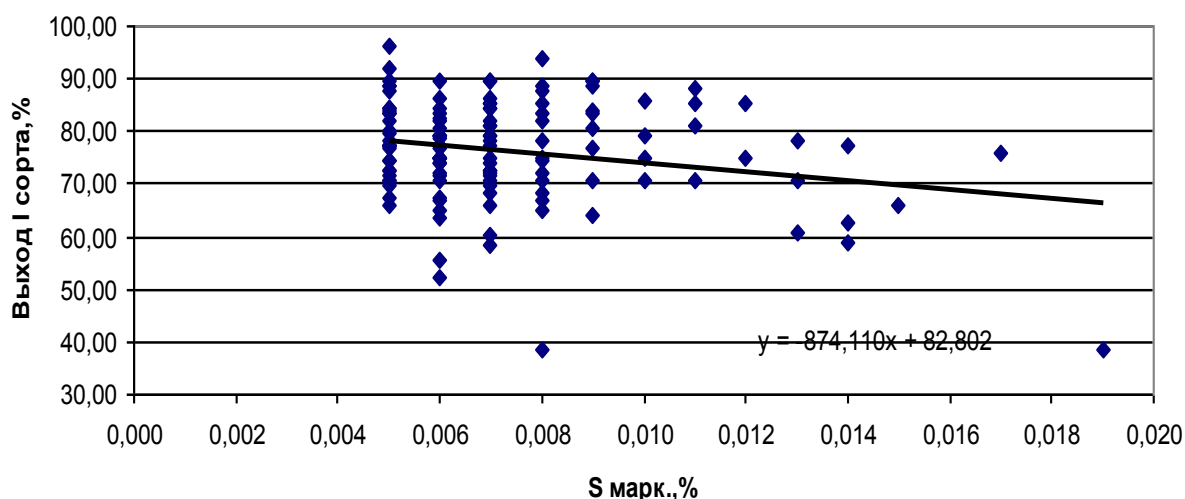
Отрицательное влияние фосфора на качество стали вызвано появлением хладноломкости изделий – снижением пластичности при низких температурах. Для фосфора, как и для серы, характерна высокая концентрация в межзеренных прослойках (превышение над среднеплавочным значением в 10-25 раз [147]), что связано с уменьшением растворимости фосфидов при переходе железа из жидкого в твердое состояние.

Следует отметить, что среди исследователей отсутствует единое мнение о допустимых пороговых концентрациях серы и фосфора в сталях, в том числе рельсовых марок. А.П. Гуляев, например, утверждал, что для фосфора такой пороговой величины не существует и его отрицательное влияние наблюдается при любых концентрациях [153]. Приводимые в различных работах экспериментальные зависимости механических свойств и качества поверхности рельсов от содержания рассматриваемых вредных примесей, как правило, имеют линейный характер. Так в работе [154] представлены зависимости (рисунок 1.5), показывающие снижение выхода рельсов I сорта стали Э76В при повышении содержания серы и фосфора во всем диапазоне изменения их концентрации на плавках текущего производства (0,005-0,019% для серы и 0,007-0,030% для фосфора).

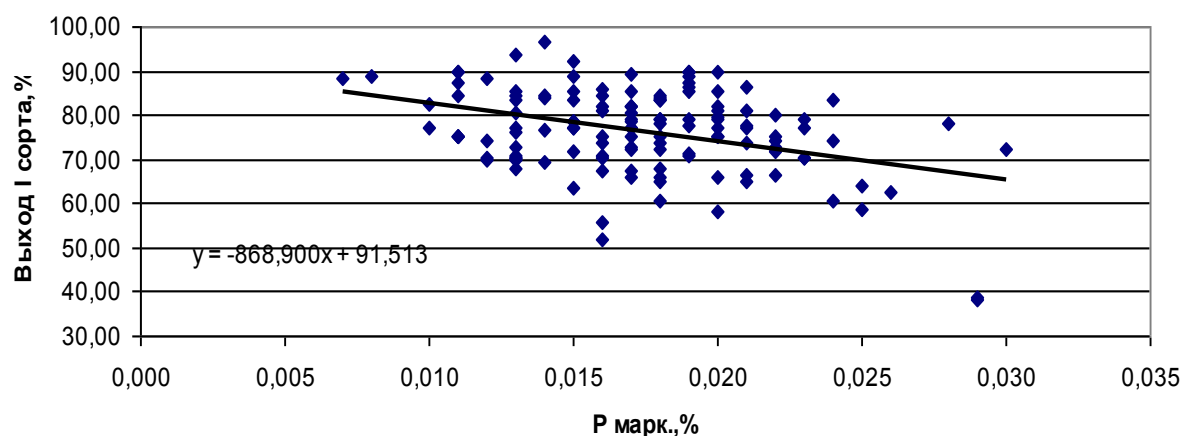
Использование современных методов внепечной обработки позволяет получить стабильно низкое содержание серы и фосфора в готовой стали на уровне значений ниже регламентированных в ГОСТ, что, однако, с учетом вышеприведенных данных, не гарантирует отсутствие отрицательного влияния рассматриваемых вредных примесей на механические свойства и качество поверхности рельсов.

Отрицательное влияние меди на качество стали является общепризнанным и связывается с явлением, так называемой, «поверхностной красноломкости» [155, 156]. Низкая температура плавления меди (1083°C) в совокупности со

свойством концентрироваться в межзеренном пространстве и склонностью к диффузии обуславливает при горячей прокатке (температура 850-1200°C) ее значительную концентрацию в жидком состоянии на межзеренных границах в приповерхностных слоях стальных изделий («выпотевание меди»). В результате «охрупчивания» поверхностных слоев металла резко увеличивается вероятность образования дефектов при прокатке.



а



б

Рисунок 1.5 – Зависимость выхода рельсов I сорта стали Э76В от содержания серы (а) и фосфора (б) [154]

Следует отметить, что ряд примесей цветных металлов, содержание которых в стандарте на производство рельсов не регламентировано, по данным множества исследований [153, 157-162] также оказывают значимое отрицательное

влияние на качество стали. Имеются данные о негативном влиянии свинца, цинка, олова, сурьмы, висмута, мышьяка на целый комплекс свойств стали.

Касательно оценки пороговых концентраций вышеперечисленных примесей, после достижения которых они начинают оказывать выраженное негативное влияние на качество стали, данные исследователей разнятся. Так в работе [158] максимально допустимые концентрации для дефектов, выявляемых ультразвуковым контролем, и поверхностных дефектов составляют: $Pb \leq 0,0004\%$, $Sb \leq 0,0003\%$, $Sn \leq 0,0006\%$, $Zn \leq 0,0030\%$, $Bi \leq 0,0003\%$ (суммарная концентрация – 0,0046%). Указанные результаты получены при проведении промышленных экспериментов на комбинате «Азовсталь».

С.И. Жульевым с соавторами [159] показано, что охрупчивание стали происходит при содержании меди более 0,16%, суммы остальных примесей цветных металлов – более 0,02%, фосфора более – 0,008%. Результаты исследований [160] свидетельствуют о повышении количества поверхностных трещин при увеличении содержания меди в диапазоне 0,08-0,34% и олова 0,03-0,05%. В.А. Голубцов [157] приводит данные, согласно которым интенсивный рост трещин наблюдается при превышении следующих концентраций примесных элементов: $Pb \leq 0,0056\%$, $Sb \leq 0,0038\%$, $Sn \leq 0,0060\%$, $Bi \leq 0,0052\%$. А.П. Гуляев в работе [153] утверждает, что сурьма, олово и мышьяк при их концентрации в стали более 0,04–0,08% обуславливают смещение порога хладноломкости в сторону более высоких температур.

Имеются данные и о положительном влиянии меди на свойства рельсовой стали – согласно полученных авторами работы [163] регрессионных зависимостей повышение содержания меди с 0,12% до 0,20% повышает временное сопротивление и предел текучести рельсовой стали марки 76Ф. Однако механизм данного влияния авторами не раскрывается.

Касательно хрома следует отметить, что в настоящее время в сталях, используемых для массового производства рельсов, он является не остаточной примесью, а легирующим элементом: для массового производства рельсов используют стали марок 76ХФ, 76ХСФ, 76ХАФ, 90ХАФ, в которых содержание

хрома находится на уровне до 0,60-1,25% (таблица 1.3). При этом легирование хромом обусловлено необходимостью получения высоких механических свойств рельсов после термообработки с учетом перехода на закалку в средах с низкой охлаждающей способностью [164].

Таблица 1.3 – Химический состав рельсовых сталей, легированных хромом, по ГОСТ 51685-2013

Марка стали	Содержание химических элементов, %								
	C	Mn	Si	V	Cr	N	S	P	Al
							не более		
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
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
76ХАФ	0,71-0,82	0,75-1,25	0,25-0,60	0,03-0,15	0,20-0,80	0,010-0,020	0,020	0,020	0,004
90ХАФ	0,83-0,95	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

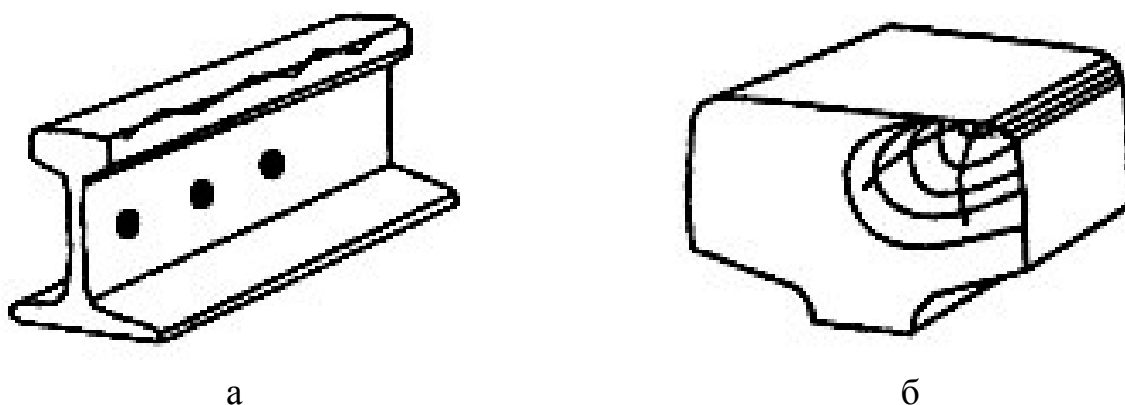
Повышение содержания алюминия и титана в рельсовой стали отрицательно сказывается на эксплуатационной стойкости рельсов. Результаты множества исследований [165-168] свидетельствуют, что одной из основных причин преждевременного вывода из эксплуатации рельсов является образование контактно-усталостных дефектов в рабочей выкружке головки рельсов, возникновение которых связано со скоплением неметаллических включений, а именно хрупкоразрушенных оксидных включений, нитридов и карбидов титана.

Хрупкоразрушенные оксидные включения по степени пластичности при деформации занимают промежуточное положение между так называемыми «пластичными» включениями, которые изменяют свою форму и вытягиваются в строчки при прокатке (сульфидные включения, пластичные силикаты), и «хрупкими» включениями, которые при аналогичной обработке не вытягиваются, а дробятся (глинозём, кремнезём).

Хрупкоразрушенные оксидные включения, представляющие собой в основном сложные окислы (алюминаты, силикаты, шпинели), при деформации

способны вытягиваться в строчки, однако при достижении некоторого предельного значения степени деформации разрушаются. Основная масса хрупкоразрушенных оксидных включений в рельсовой стали образуется при ее раскислении. Причем данный факт имеет место, несмотря на отказ от использования алюминия в качестве раскислителя для рельсовых сталей – алюминий в качестве побочного продукта вносится ферросплавами (феррованадий, силикомарганец и т.д.).

Образование контактно-усталостных дефектов происходит по следующей схеме (рисунок 1.6): в начальный момент в зоне скопления хрупкоразрушенных оксидных включений возникает продольная наклонная трещина, развитие которой приводит к отслоению металла – выкрашиванию металла на боковой выкружке головки (рисунок 1.6 а); затем данный дефект преобразуется в поперечные трещины (рисунок 1.6 б).



а – образование продольной наклонной трещины;
б – образование поперечных трещин

Рисунок 1.6 – Стадии формирования контактно-усталостных дефектов в головке рельсов в процессе эксплуатации

Ужесточение требований по допустимой концентрации алюминия в стали обусловило отказ от использования данного элемента в качестве раскислителя. При этом следует отметить, что образование высокоглиноземистых включений, очевидно, определяется не только содержанием алюминия в стали, но и концентрацией кислорода. Поэтому в действующем стандарте массовая доля кислорода в высокоглиноземистых оксидных включениях – не более 10 ppm.

Содержание водорода является одной из наиболее значимых характеристик для рельсовой стали, поскольку данные стали относятся к категории флокеночувствительных (флокены представляют собой дефект макроструктуры в виде тонких извилистых трещин, расположенных произвольно в разных направлениях по всему сечению металла за исключением краевой зоны [169]; при этом флокены в изделиях после прокатки преимущественно ориентированы в направлении, перпендикулярном к направлению прокатки).

Следует отметить, что, хотя в настоящее время среди исследователей отсутствует единое мнение относительно причин образования флокенов, однако основными причинами их образования признаются повышенная концентрация водорода и внутренние напряжения [170-174]. Наиболее часто флокены образуются в катаных заготовках и изделиях с относительно большим сечением [174, 175]. При этом флокеночувствительными считаются углеродистые (более 0,25-0,30% углерода) и легированные стали перлитного, перлитно-мартенситного и мартенситного классов. Согласно общепринятым представлениям опасной считается концентрация водорода выше 2 ppm.

Существует мнение, что на образование флокенов значимое влияние оказывает характер напряжений (растягивающие или сжимающие). Так в работах [172, 174] отмечается, что только растягивающие напряжения при совместном действии с водородом могут вызывать образование флокенов, что объясняется обогащением зон растягивающих напряжений водородом, который, собираясь возле дислокаций и других зародышей трещин, способствует зарождению и распространению трещин, особенно на межфазных границах. Однако, с другой стороны, наличие на поверхности сжимающих напряжений может препятствовать диффузионному удалению водорода с поверхности и, как следствие, увеличить вероятность образования флокенов.

Анализируя влияние газов на качество готовых рельсов следует отметить, что в отличие от водорода и кислорода азот оказывает положительное влияние на качественные характеристики рельсов, поскольку при наличии

нитридообразующих элементов (ванадий, ниобий) повышает ударную вязкость, особенно при пониженных температурах [175].

В целом можно констатировать, что в настоящее время среди исследователей отсутствует единое мнение относительно допустимых пороговых вредных примесей (сера, фосфор), примесей цветных металлов, газов и неметаллических включений в рельсовых сталях, что в значительной степени обусловлено отсутствием единой концепции влияния указанных примесей на качественные и эксплуатационные характеристики рельсовых профилей.

1.4.2 Влияние параметров нагрева под прокатку и прокатки рельсов на их качество

Рельсовые стали относятся к высокоуглеродистым сталям, что обуславливает значимое влияние процессов обезуглероживания при нагреве заготовок на качество рельсового проката. Имеются данные [176], что повышение величины обезуглероженного слоя увеличивает вероятность образования усталостных дефектов рельсов в процессе их эксплуатации. В соответствии с этим при проектировании температурно-временных режимов нагрева заготовок рельсовых сталей необходимо стремиться к максимальному уменьшению глубины обезуглероженного слоя. Исследованиям в данном направлении, в частности, посвящены работы [177-179]: по приводимым данным предложенный авторами малоокислительный режим нагрева рельсовых заготовок обеспечивает производство рельсов с глубиной видимого обезуглероженного слоя на уровне менее 0,5 мм [180].

Ограничительным фактором при выборе температуры нагрева заготовок рельсовых сталей под прокатку является то, что закалка на подавляющем большинстве современных прокатных станов производится с прокатного нагрева. Температура выдачи заготовок из печи должна обеспечить заданную в узком интервале температуру конца прокатки, поэтому пределы изменения режимов нагрева заготовок рельсовых сталей ограничены достаточно узким интервалом.

Резервом для снижения температуры и соответственно продолжительности нагрева заготовок рельсовых сталей является уменьшение цикла прокатки, то есть снижение числа проходов за счет интенсификации режимов обжатий.

Одной из особенностей режимов прокатки рельсов является тот факт, что несмотря на сложную фасонную форму рельсовых профилей значительное количество первых проходов (до 7) производится в калибрах простой формы, чаще всего ящичных (рисунок 1.7).

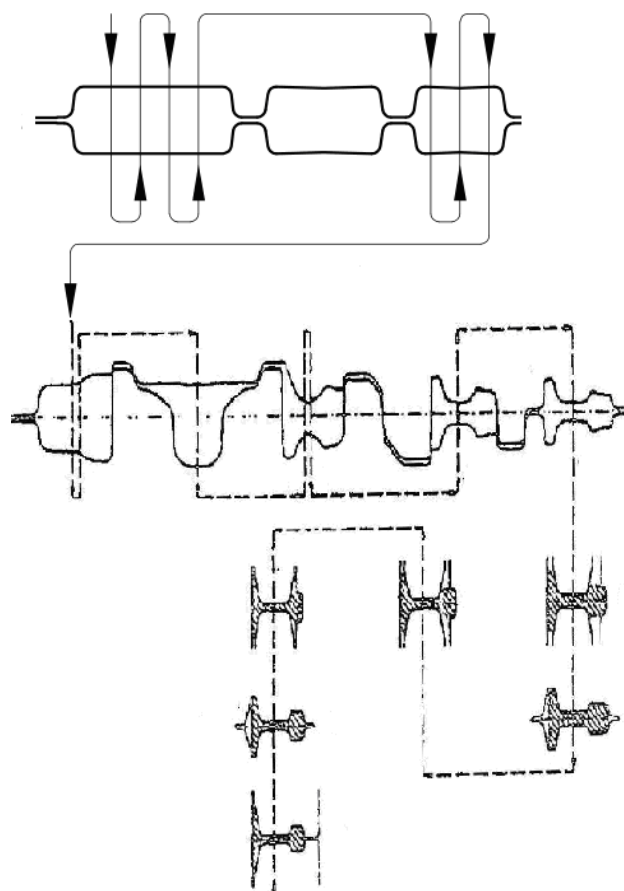


Рисунок 1.7 – Типовая калибровка для прокатки рельсов в условиях современного универсального рельсобалочного стана

Данный факт обусловлен значительными размерами поперечного сечения исходных заготовок, что в свою очередь связано с необходимостью глубокой проработки металла для улучшения внутренней структуры (снижения осевой пористости). С целью обеспечения производства рельсов с удовлетворительной макроструктурой по осевой ликвации рекомендуется использовать литые

заготовки прямоугольной формы с соотношением сторон от 1,00:1,15 до 1,00:1,45 и толщиной не менее 250 мм, при этом рекомендуется суммарная вытяжка заготовки более 9,5 [181].

Указанная особенность режимов прокатки рельсовых профилей обуславливает целесообразность оптимизации формы, размеров и последовательности расположения не только фасонных рельсовых калибров, но и первых по ходу прокатки калибров простой формы, что в частности подтверждено в работах [182-184].

Имеющиеся данные многочисленных исследований [1-8, 185-197] позволяют утверждать, что режимы прокатки в калибрах простой формы оказывают определяющее влияние на характер изменения формы и размеров дефектов исходных заготовок в процессе их деформации. Соответственно применение оптимальных режимов прокатки позволяет значительно повысить выкатываемость дефектов, имеющих на поверхности заготовок, улучшить завариваемость внутренних пор и пустот исходных заготовок. Кроме того, создание благоприятных условий деформации путем оптимизации калибровки валков позволяет свести к минимуму риск появления дефектов непосредственно в процессе прокатки, что является также немаловажным фактором, исходя из того, что прокатный передел является чистовым и устранение дефектов прокатного происхождения в большинстве случаев не представляется возможным.

Анализ данных, полученных авторами таких исследований, свидетельствует о значимом влиянии на выкатываемость поверхностных дефектов заготовок широкого перечня параметров, а именно: суммарного коэффициента вытяжки (суммарного обжатия), типоразмеров систем калибров, используемых для прокатки; количества кантовок раската в процессе прокатки; расположения, пространственной ориентации, формы и размеров исходных дефектов.

Авторами работы [185] по результатам лабораторных экспериментальных исследований установлено, что при прокатке в ящичном калибре поверхностные дефекты, расположенные на контактной поверхности, наиболее эффективно выкатываются при их ориентации перпендикулярно оси прокатки, а для дефектов,

расположенных на боковых гранях ориентация дефектов не влияет на степень их выкатываемости. Также установлено, что могут создаваться условия, когда дефекты не выкатываются, а наоборот увеличиваются в размерах.

Следует отметить, что характер и количественная оценка влияния частоты кантовок и формы калибров на выкатываемость поверхностных дефектов существенно разнятся. В частности, авторы работы [186] делают вывод о положительном влиянии частоты кантовок раската на выкатываемость поверхностных дефектов, а в работе [187] утверждается, что частотой кантовок нельзя существенно уменьшить глубину дефектов. Касательно выбора оптимальных систем калибров существуют мнение о положительном влиянии на выкатываемость дефектов калибровок, предполагающих чередование кантовок на 45° и 90° [7, 8] (например, пары калибров «овал-квадрат»); при этом в ряде работ [6], рекомендуется использовать системы калибров «ромб-квадрат», в которых кантовка раската осуществляется на 90° после каждого прохода. Данный факт, очевидно, объясняется адекватностью полученных зависимостей только для конкретных условий проведения промышленных или лабораторных экспериментов.

Рядом авторов проведены исследования трансформации поверхностных дефектов при прокатке заготовок в сортовых калибрах нестандартной формы. В частности, Г.С. Уткиным с соавторами [4] проведены лабораторные экспериментальные исследования интенсивности выработки поверхностных дефектов заготовок при их прокатке в четырехвалковых калибрах квадратной и восьмигранной формы, а также при деформации заготовок в специальных ящичных калибрах с волнообразным дном. В обоих случаях отмечено значимое повышение интенсивности выработки поверхностных дефектов по сравнению со стандартной калибровкой валков.

Как было отмечено выше, типоразмеры используемых для прокатки калибров оказывают значительное влияние не только на выкатываемость дефектов, уже имеющихся на поверхности исходных слитков, но и на вероятность образования новых дефектов. Приведенный тезис подтвержден на практике в

исследованиях [2, 190]. Так в работе В.А. Юрова с соавторами [2] приводятся данные о снижении запороченности трубных заготовок поверхностными дефектами прокатного происхождения при внедрении калибровки с более равномерным распределением коэффициентов деформации по ширине раската. По данным С.В. Ершова с соавторами [190] изменение формы предчистового калибра для прокатки трубной заготовки, проведенное на основании результатов теоретических исследований течения металла, позволило снизить количество трещин прокатного происхождения в 1,3-2,2 раза в зависимости от группы марок сталей.

Определению закономерностей заваривания внутренних дефектов при прокатке в калибрах различной формы посвящены работы [191-197]; при этом в работах [195-197] рассмотрено влияние формы разрезных рельсовых калибров на трансформацию внутренних дефектов. Применительно к поверхностным дефектам закономерности их формоизменения исследованы С.В. Ершовым [11], в результате чего установлена корреляционная взаимосвязь между скоростями течения металла и геометрическими параметрами дефекта после прокатки.

Обобщая вышесказанное можно сделать вывод об отсутствии единой концепции образования и трансформации поверхностных и внутренних дефектов проката в процессе деформации заготовок и раскатов в калибрах различной формы, что обусловлено сложностью процессов формирования напряженно-деформированного состояния металла. Напряженно-деформированное состояние металла в процессе прокатки формируется под воздействием комплекса параметров, ряд которых является трудно определяемым без проведения дополнительных детальных исследований. Так, если скорость, температура и степень деформации являются легко измеримыми параметрами, то неравномерность их распределения в объеме заготовки (раската) возможно определить только на основании математического моделирования, в ходе проведения которого необходимо учитывать не только геометрические факторы, но также химический и фазовый состав стали (с учетом физической и химической неоднородности в объеме заготовки), вид и размеры дефектов макро- и

микроструктуры, в том числе состав, количество, распределение и размеры неметаллических включений. При проведении экспериментальных исследований образования и трансформации дефектов проката в лабораторных и промышленных условиях, а также моделирования указанных процессов с использованием различных программных комплексов, данные факторы, как правило, не учитывают, принимая гипотезы об однородности и изотропности деформируемого тела или учитывают их в ограниченном объеме, что в конечном итоге приводит к значительной погрешности получаемых результатов.

На основании вышесказанного можно сделать вывод, что для определения закономерностей образования и трансформации дефектов при производстве рельсовых профилей, адекватных реальным условиям прокатки, необходимо проведение комплекса исследований, включающих в себя анализ процессов формирования качества исходных заготовок, исследования неравномерности распределения температурных полей, деформаций и напряжений в объеме раската.

1.5 Анализ эффективности производства мелющих тел из отбраковки заготовок рельсовых сталей

Как показано выше, в настоящее время имеет место значительная отбраковка непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей. При этом основной причиной отбраковки являются более жесткие требования внутренней нормативной документации к химическому составу и параметрам качества заготовок по отношению к требованиям ГОСТ, в результате чего отбракованные заготовки зачастую не имеют выраженных дефектов. Данный факт обусловлен стремлением снизить риски по производству рельсов несоответствующего качества.

Особенности химического состава рельсовых сталей значительно ограничивают область применения отбраковки заготовок таких сталей для производства нерельсовых видов проката. Имеющийся опыт отечественной и

зарубежной [198-200] металлургии свидетельствует об эффективности производства мелющих шаров из отбраковки рельсовых сталей. Однако, следует отметить, что использование указанного опыта в настоящее время возможно лишь в ограниченных пределах по причине значительного изменения химического состава рельсовых сталей [201, 202] и существенного повышения требований к качеству и эксплуатационным характеристикам мелющих шаров [203-205], что в частности, подтверждается опытом работы ОАО «Гурьевский металлургический завод» (ОАО «ГМЗ»). На данном предприятии в настоящее время освоена технология производства мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовой стали марки К76Ф, поставляемых ПАО «Мечел». Однако при этом из данной марки стали не производят шары повышенных групп твердости, обладающие регламентированной ударной стойкостью; также не используется отбраковка заготовок рельсовых сталей других марок массового сортамента.

Основными характеристиками, определяющими качество помольных шаров, является твердость и ударостойкость. Повышение требований к качеству мелющих шаров может быть проиллюстрировано на примере нормативной документации на производство данного вида продукции.

Так, в последней действующей версии ГОСТа на производство мелющих шаров [206] предусмотрено производство шаров пятой группы твердости с регламентацией данного показателя на поверхности (не менее 56-61 HRC в зависимости от диаметра) и объемной твердости (43-51 HRC в зависимости от диаметра).

В предыдущей версии указанного стандарта [207] предусматривалось только четыре группы твердости, при этом для четвертой группы поверхностная твердость шаров регламентировалась в пределах не менее 55 HRC; также регламентировалась твердость на глубине 0,5 радиуса шара в пределах не менее 45 HRC. Замеры объемной твердости в ГОСТ 7524-89 не предусматривались.

Также в действующей версии ГОСТ в отличие от предыдущей его версии предусмотрена возможность контроля ударостойкости по согласованию с изготовителем и его методике для шаров четвертой и пятой групп твердости.

Кроме того, значительная доля шаров поставляется потребителям не по ГОСТ, а по техническим условиям (ТУ) или стандартам организации (СТО), где оговорены более жесткие требования к характеристикам шаров. В частности, в ТУ 1171–078–00186223–2016, по которым производит мелющие высококачественные шары ОАО «Гурьевский металлургический завод», кроме объемной твердости в конкретных пределах регламентированы такие показатели, как ударостойкость и усталостная прочность (таблица 1.4).

Таблица 1.4 – Регламентированные характеристики мелющих шаров производства ОАО «Гурьевский металлургический завод»

Диаметр шаров, мм	Категория нормируемости								
	A1	A2			A3				
	объемная твердость, HRC	объемная твердость, HRC	ударостойкость, не менее		объемная твердость, HRC	ударостойкость, не менее		усталостная прочность, не менее	
			энергия удара, Дж	кол-во ударов до разрушения		энергия удара, Дж	кол-во ударов до разрушения	энергия удара, Дж	кол-во ударов до разрушения
20	58	89	320	12	59	320	12	1	10000
25	58	59	320	16	59	320	16	2	10000
30	59	60	600	20	60	600	20	4	10000
40	60	61	910	25	61	910	25	10	10000
50	60	61	1100	30	61	1100	30	19	10000
60	60	61	1400	50	61	1600	60	32	10000
70	60	61	1400	50	61	1600	60	52	10000
80	58	59	1600	60	59	1600	70	80	10000
90	58	59	1600	70	59	1600	80	112	10000
100	58	58	1600	80	59	1600	90	150	10000
120	58	58	1600	80	59	1600	90	260	10000

Формирование качественных характеристик помольных шаров определяется двумя основными параметрами: химическим составом используемой стали и технологией термической обработки катаных шаров. При этом выбор конкретных режимов термообработки в значительной степени зависит от химического состава стали. Таким образом, при анализе эффективности применения отбраковки рельсовых сталей для производства мелющих шаров ключевым параметром являются особенности химического состава рельсовых сталей. Сравнительный анализ химического состава рельсовых сталей в соответствии с действующим ГОСТ Р 51685-2013 (таблицы 1.2, 1.3) и химического состав специализированных шаровых сталей (таблицы 1.5, 1.6)

свидетельствует, что основными отличительными особенностями рельсовых сталей является повышенное содержание углерода и марганца, а также легирование ванадием и азотом (для ряда марок стали).

Таблица 1.5 – Химический состав сталей для производства мелющих шаров на АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Диаметр шара	Группа твердости	Марка стали	Содержание элементов, %							
			C	Mn	Si	Cr	P	S	Ni	Cu
							не более			
30-60	2, 3	Ш2.1	0,60-0,69	0,60-0,70	0,20-0,30	-	0,030	0,025	-	-
70-100	2, 3	Ш2.2	0,70-0,80	0,60-0,70	0,20-0,30	-	0,020	0,015	-	-
40-60	4	Ш2.3	0,65-0,75	0,70-0,80	0,20-0,35	0,30-0,40	0,030	0,020	0,30	0,30
70	4	Ш2.4	0,65-0,75	0,70-0,80	0,20-0,35	0,35-0,45	0,030	0,020	0,30	0,30
80-100	4	Ш2.Л	0,65-0,75	0,70-0,80	0,20-0,35	0,50-0,60	0,020	0,015	0,30	0,30

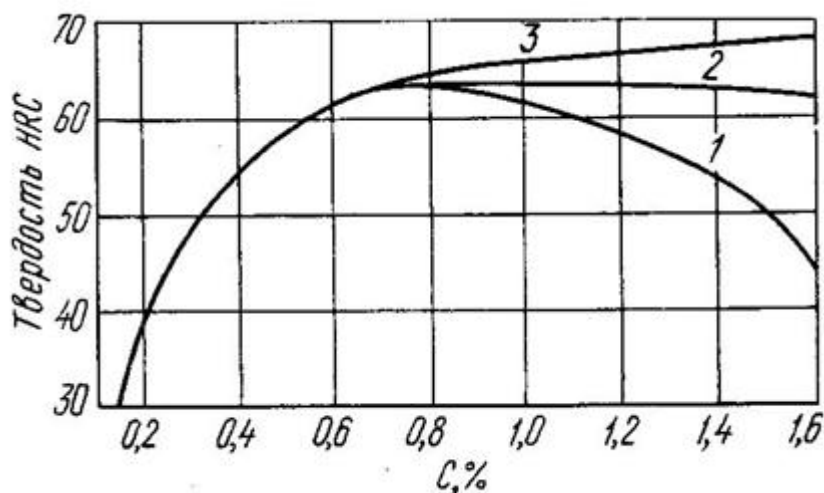
Таблица 1.6 – Химический состав сталей для производства мелющих шаров на ОАО «Гурьевский металлургический завод»

Диаметр шара	Группа твердости	Марка стали	Содержание элементов, %								
			C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	P	S	Cu
									не более		
30-120	2, 3	Ш1	0,50-0,65	0,60-0,70	0,17-0,37	Н.б. 0,30	Н.б. 0,25	Н.б. 0,03	0,030	0,020	0,25
		Ш2	0,60-0,75	0,65-0,80	0,17-0,37	Н.б. 0,30	Н.б. 0,25	Н.б. 0,03	0,030	0,020	0,25
	4	Ш4.1	0,60-0,70	0,65-0,75	0,35-0,45	0,35-0,45	Н.б. 0,25	Н.б. 0,03	0,030	0,020	0,25
		Ш4.2	0,55-0,65	0,65-0,75	0,35-0,45	0,50-0,60	0,30-0,40	0,02-0,05	0,030	0,020	0,25
		Ш5	0,65-0,75	0,75-0,85	0,35-0,45	0,55-0,60	0,40-0,50	0,02-0,05	0,030	0,020	0,25
20-120	5	ТУ 1171 – 078 – 00186223 - 2016	0,60-0,75	0,65-0,90	0,35-0,50	0,35-0,75	<0,05	<0,05	0,015-0,035	0,015-0,035	-

Касательно влияния углерода можно отметить, что он значительно увеличивает твердость сталей, являясь главным упрочняющим элементом во всех сталях,

кроме аустенитных нержавеющей сталей и некоторых других высоколегированных сталей [208, 209].

Упрочняющий эффект углерода состоит из упрочнения твердым раствором и упрочнения за счет дисперсного выделения карбидов. С учетом того факта, что стальные помольные шары в обязательном порядке подвергают закалке, немаловажным является свойство углерода увеличивать прокаливаемость стали (до концентрации углерода порядка 0,8%). При закалке стали образуется мартенсит, твердость которого зависит в первую очередь от содержания атомов углерода. При 0,7 % С твердость мартенсита достигает максимального значения порядка 64 HRC, и при дальнейшем увеличении содержания углерода она существенно не увеличивается (кривая 2 на рисунке 1.8).



1 – нагрев выше точки A_{C3} ; 2 – нагрев выше точки A_{C1} ; 3 – твердость мартенсита

Рисунок 1.8 – Влияния содержания углерода на твердость мартенсита

Рядом авторов высказывается мнение о перспективности применения для производства шаров заэвтектоидных сталей [210], что способствует повышению их износостойкости.

Марганец способствует увеличению прокаливаемости стали. В частности, авторами работы [211] показано, что увеличение содержания марганца с 0,8-0,9% до 0,97-1,1% приводит к увеличению глубины закалки шаров диаметром 60 мм в 2 раза. Также марганец нейтрализует вредное влияние серы, связывая ее в пластичные

сульфиды. В разработанной авторами исследования [212] стали, используемой для производства шаров 5-ой группы твердости, содержание марганца составляет до 1,05% (таблица 1.7).

Таблица 1.7 – Оптимизированный химический состав стали для производства катаных шаров 5 группы твердости [212]

Содержание элементов, %							
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu
0,57-0,62	0,9-1,05	0,27-0,35	Н.б. 0,025	Н.б. 0,025	0,4	0,4	0,4

При этом полученные из указанной стали шары после термообработки обладают следующими характеристиками:

- твердость шаров на поверхности – 59-64 HRC;
- твердость шаров на глубине $\frac{1}{2}$ радиуса – 55-60 HRC;
- коэрцитивная сила (внутренние напряжения шара) – 44-50 единиц.

Ванадий при его использовании для микролегирования оказывает положительное влияние на свойства закаленных сталей – препятствует росту зерна, повышает их ударную вязкость. Азот наряду с ванадием способствует измельчению зерна, повышает сопротивление стали хрупкому разрушению.

Легирование хромом, используемое при производстве ряда марок рельсовых сталей, также оказывает положительное влияние на свойства помольных шаров. Хром способствует повышению твердости, в особенности твердости мартенсита. Кроме того, хром препятствует росту зерна, что является немаловажным фактором для сталей с высоким содержанием углерода и марганца. Следует отметить, что в специализированных сталях, используемых для получения шаров высоких групп твердости (таблицы 1.5, 1.6) содержание хрома находится на уровне или превышает его содержание в рельсовых сталях.

Необходимо отметить, что такие отличительные особенности химического состава современных рельсовых сталей, как дополнительное легирование хромом и повышенное содержание углерода обуславливают снижение их пластических свойств при одновременном увеличении СПД в процессе прокатки. Данный факт необходимо учитывать при разработке температурных режимов прокатки шаров из данных сталей с целью минимизации рисков появления и развития дефектов в процессе деформации, а также исключения возможности превышения допустимых нагрузок на оборудование шаропрокатных станов.

В целом, анализ химического состава современных марок рельсовых сталей свидетельствует о принципиальной возможности использования отбраковки указанных сталей для производства мелющих шаров. Однако при этом для разработки оптимальной технологии производства шаров из рельсовых сталей, обеспечивающей получение данного вида проката с повышенной твердостью и ударной стойкостью, необходимо проведение дополнительных исследований, в том числе исследований влияния химического состава стали и температурных режимов деформации на качество микроструктуры и эксплуатационные характеристики получаемых шаров.

1.6 Технологические решения по снижению материальных затрат на производство проката

Анализ показателей работы прокатных цехов показывает, что вне зависимости от типа эксплуатируемого прокатного стана, его марочного и профильного сортамента одной из основных статей расходов по прокатному переделу являются затраты на прокатные валки, включающие в себя, как непосредственно расходы на их закупку, так и затраты на последующую эксплуатацию и ремонт. В соответствии с этим повышение срока службы валков является значительным резервом материаловосбережения при производстве проката.

На сегодняшний день одним из наиболее результативных методов повышения срока службы валков за счет увеличения стойкости калибров является

их восстановление путем наплавки сплошными либо порошковыми проволоками. При этом наиболее существенными параметрами, определяющими эффективность восстановления рабочей поверхности валков наплавкой наряду с режимами наплавки, является химический состав используемых порошковых проволок. Химический состав таких проволок оказывает определяющее влияние не только на качественные характеристики наплавленного слоя, но и на себестоимость восстановления прокатных валков, что в свою очередь сказывается на себестоимости производимого проката.

К текущему моменту имеется значительный практический опыт по восстановлению наплавкой прокатных валков станов различного назначения: сортовых, трубных, заготовочных и листовых станов [213-217]. При этом традиционными являются следующие наплавочные материалы: Нп-30ХГСА, Нп-35В9Х3СФ, Нп-25Х5ФМС, Нп-30Х4В2М2ФС.

Анализ литературных данных [218-220] показывает, что ресурс перечисленных традиционных наплавочных материалов на сегодняшний момент практически исчерпан. Имеются данные, что при использовании порошковой проволоки марки ПП-Нп-35В9Х3СФ для наплавки прокатных валков с высокой вероятностью имеет место образование сетки трещин разгара, выкрашивание поверхности калибров. Объяснением данному факту служит относительно невысокая термическая выносливость указанного сплава, что отчасти компенсируется высокой стойкостью против истирания при повышенных температурах.

В настоящее время активно ведутся разработки новых составов порошковых проволок для наплавки прокатных валков. ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» и ЧНПКФ «РЕММАШ» совместно с металлургическими заводами КГМК «Криворожсталь», ДМК им. Дзержинского и МК «Запорожсталь» разработаны и внедрены в производство 6 новых составов наплавочных порошковых проволок на базе систем легирования C-Si-Mn-Cr-Mo-V-Ti и C-Si-Mn-Cr-W-Mo-V-Ni [221]. В частности, ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» разработаны порошковые проволоки марок ВЕЛТЕК-Н500РМ, ВЕЛТЕК-Н500РМ, ВЕЛТЕК-Н505РМ, ВЕЛТЕК-Н550РМ,

использование которых для наплавки позволило повысить трещиностойкость и износостойкость прокатных валков [221]. Так при прииспользовании наплавочной проволоки марки ВЕЛТЕК-Н505РМп зафиксировано увеличение трещиностойкости в 2 раза, а износостойкости в 1,3 раза по сравнению с порошковой проволокой марки ПП-Нп-35В9Х3СФ.

Перспективным направлением совершенствования составов порошковых проволок является использование при их изготовлении техногенных отходов (шлаков, шламов, пыли различных металлургических переделов) [222-226], что позволяет значительно снизить себестоимость их производства и, наряду с этим, является важным направлением по утилизации техногенных отходов.

Следует отметить, что ключевым моментом при вводе в состав порошковых проволок техногенных отходов различного происхождения является определение их оптимальной доли в исходной шихте. С одной стороны, наличие вредных примесей ограничивает их максимальную долю в шихте, с другой стороны уменьшение доли таких добавок заметно снижает технико-экономическую эффективность их применения. Сложный химический и фазовый состав техногенных отходов, заметно различающийся в зависимости от их происхождения, обуславливает необходимость проведения комплекса исследований характеристик наплавленного слоя при определении оптимального состава наплавочных материалов. К характеристикам качества наплавленного слоя следует, прежде всего, отнести его химический состав, загрязненность неметаллическими включениями, наличие дефектов микроструктуры (поры, трещины), твердость, износостойкость.

Таким образом, исследования и разработка новых составов наплавочных материалов, изготовленных с использованием техногенных отходов, для восстановления прокатных валков является актуальным направлением в рамках разработки материаловосберегающих режимов производства проката.

1.7 Выводы и постановка задач исследования

Проведенный анализ, систематизация и обобщение опубликованных материалов отечественных и зарубежных исследователей по тематике диссертационной работы позволяют сделать следующие основные выводы:

1. Несмотря на значительное количество исследовательских работ, посвященных совершенствованию режимов прокатки различных профилей, в настоящее время отсутствует единая, обладающая универсальностью и пригодная к практическому применению на действующих прокатных станах научно-обоснованная концепция разработки оптимальных режимов прокатки. Существующие методики совершенствования режимов прокатки обладают существенными недостатками, не позволяющими рассматривать их в качестве научного задела для разработки эффективных режимов производства профилей из рельсовых сталей. К указанным недостаткам относятся: узкая специализация применительно к определенному марочному и профильному сортаменту получаемого проката, отсутствие комплексного подхода к выбору параметра оптимизации.

2. Необходимой теоретической базой для разработки методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей является наличие научно-обоснованных данных о количественной взаимосвязи показателей качества готового проката и технико-экономических показателей его производства с измеряемыми термомеханическими параметрами прокатного и предыдущего металлургического передела, химическим составом и структурой прокатываемой стали. При этом получение указанных данных требует проведения комплекса экспериментальных лабораторных и теоретических исследований, поскольку использование имеющихся данных других исследователей по рассматриваемой тематике в значительной степени ограничено в связи с существенными изменениями технологии производства, состава и структуры рельсовых сталей, произошедшими в последнее десятилетие.

3. В настоящее время значимый практический интерес представляет собой направление по переработке отбраковки непрерывнолитых заготовок рельсовых стальных в мелющие шары с повышенными эксплуатационными характеристиками, что обусловлено отсутствием выраженных дефектов на таких заготовках (отбракованных в связи с ужесточением требованием внутренней нормативной документации предприятий-производителей рельсов), значительной величиной указанной отбраковки и высокой рентабельностью производства мелющих шаров повышенной твердости и ударной стойкости. При этом сдерживающим фактором для развития данного направления является изменение химического состава и структуры рельсовых стальных, что обуславливает объективные трудности производства из отбраковки заготовок рельсовой стали мелющих шаров, отвечающих современным требованиям по твердости и ударной стойкости.

4. Одним из наиболее потенциально эффективных направлений в рамках разработки материалосберегающих режимов производства проката является создание новых экономичных материалов для восстановления прокатных валков наплавкой. Данный факт обусловлен, во-первых, наличием значительного резерва по уменьшению затрат на производство проката при снижении расхода прокатных валков за счет повышения их стойкости и снижения затрат на ремонт валков, и, во-вторых, исчерпанием ресурса методик восстановления прокатных валков с использованием традиционных наплавочных материалов.

На основании проведенного анализа сформулированы основные задачи диссертационной работы:

1. Разработать концептуальные основы и алгоритм применения методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых стальных на основе комплексного параметра оптимизации, учитывающего влияние параметров деформации на показатели качества готового проката и технико-экономические показатели его производства.

2. Провести экспериментальные исследования влияния параметров деформации, химического состава и структуры заготовок рельсовых стальных различных марок на их пластичность и сопротивление пластической деформации.

3. Провести исследования формирования напряженно-деформированного состояния металла при прокатке в калибрах различной формы, используемых на начальной стадии прокатки рельсов из сталей массового сортамента и при прокатке нерельсовых профилей, производимых из отбраковки заготовок рельсовых сталей.

4. Провести экспериментальные исследования процессов образования и трансформации дефектов при прокатке рельсов массового сортамента и нерельсовых профилей, получаемых из отбраковки заготовок рельсовых сталей.

5. Разработать и провести опытно-промышленное опробование эффективных режимов прокатки рельсовых профилей различного назначения, обеспечивающих повышение показателей их качества и технико-экономических показателей производства.

6. Разработать и провести опытно-промышленное опробование технических решений по повышению стойкости прокатных валков, используемых при прокатке рельсовых сталей.

7. Разработать и провести опытно-промышленное опробование режимов производства мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовых сталей, обеспечивающих повышенные качественные и эксплуатационные характеристики получаемых шаров.

2 Разработка концептуальных основ методики совершенствования режимов прокатки рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации

2.1 Обоснование объектов исследования

На сегодняшний день более 80% рельсов в РФ производится на универсальных рельсобалочных станах, имеющих в своем составе черновые реверсивные клетки и непрерывную группу универсальных клеток («тандем»): новые универсальные рельсобалочные станы в АО «ЕВРАЗ ЗСМК» и ПАО «Мечел». Согласно принятой на станах указанного типа схеме прокатки рельсов (рисунок 2.1) наибольшее количество проходов и наибольшие обжатия производятся в черновых клетях, что обуславливает определяющее влияние режима прокатки в данных клетях на основные технико-экономические показатели работы стана.

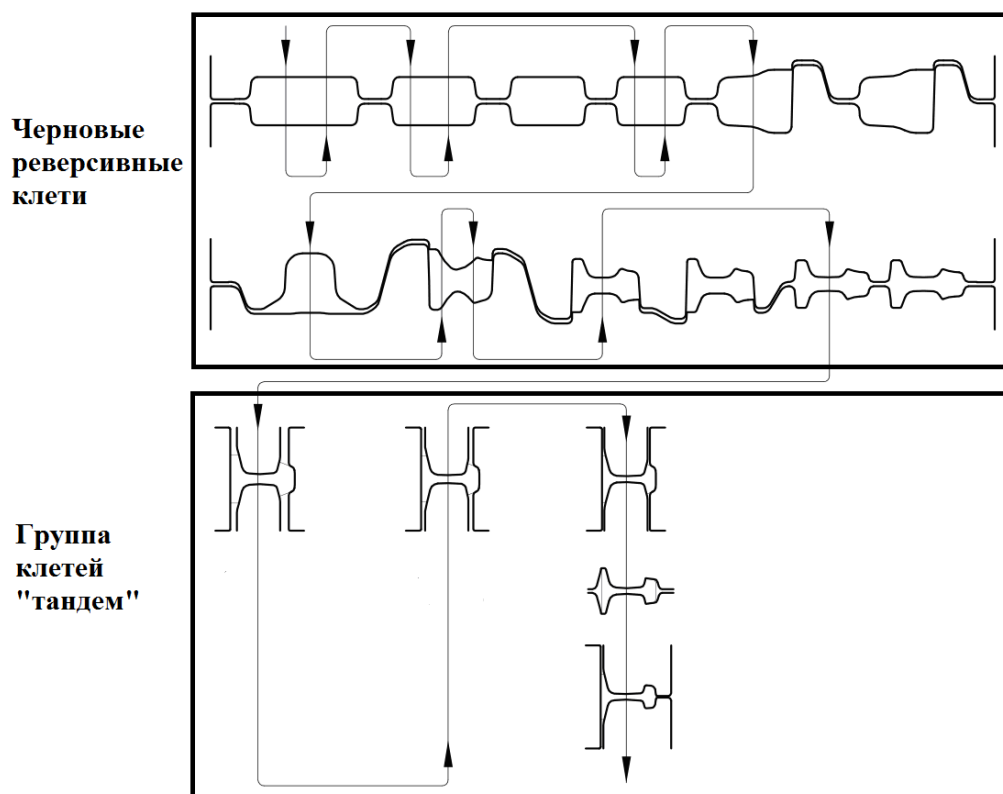
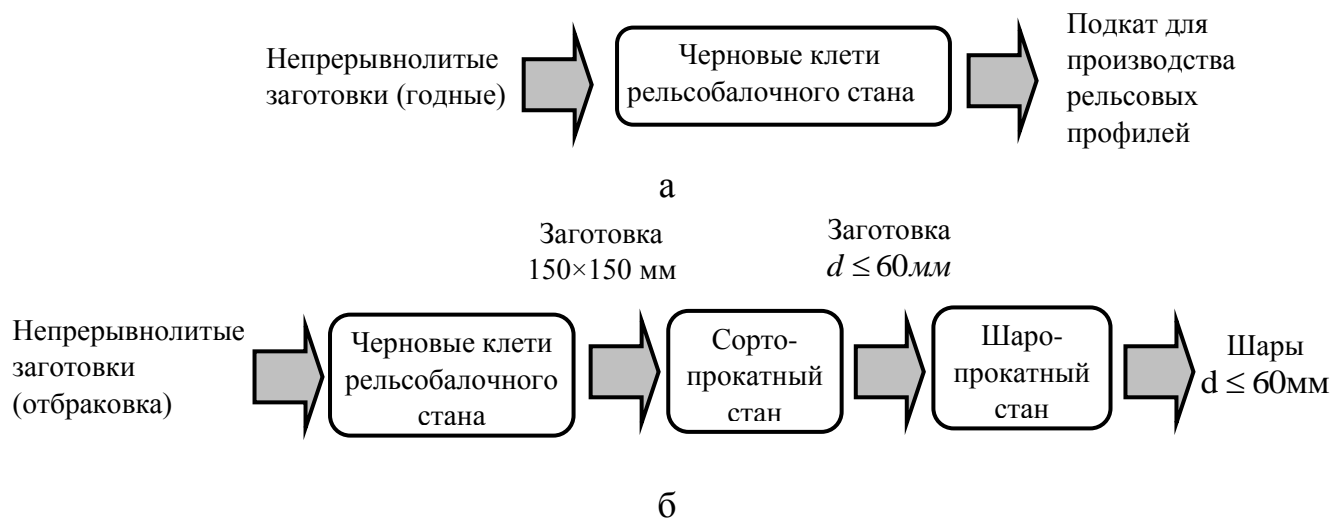


Рисунок 2.1 – Типовая схема прокатки рельсов на современных универсальных рельсобалочных станах

В частности, для прокатки в черновых клетях характерны повышенные удельные расходы электроэнергии и прокатных валков. Также опыт эксплуатации универсальных рельсобалочных станов показывает, что максимальная вероятность появления дефектов имеет место при прокатке в черновых клетях, а именно при задаче в несимметричный рельсовый калибр [14].

Помимо вышеуказанного необходимо отметить определяющее влияние режимов прокатки в черновых клетях на производительность универсального рельсобалочного стана. Вследствие применения реверсивной прокатки и значительного количества проходов в черновых клетях именно такие клетки являются «узким местом», сдерживающим повышение производительности рельсобалочных станов.

На основании приведенных данных в качестве первого объекта применения методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей выбрана технология прокатки рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана (рисунок 2.2 а).



а – прокатка рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана;

б – производство мелющих шаров из отбраковки непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей

Рисунок 2.2 – Технологические схемы производства проката из рельсовых сталей, являющиеся объектами исследований

Как отмечалось во вводной части диссертационной работы, область применения рельсовой стали помимо собственно рельсов в настоящее время

распространяется также и на производство нерельсовых видов проката – значительное количество отбракованных непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей перекачивается в мелющие шары. Так в ОАО «Гурьевский металлургический завод», являющемся одним из ведущих производителей мелющих шаров в России, из отбраковки заготовок рельсовой стали марки К76Ф, поставляемых ПАО «Мечел», ежегодно прокатывают 30-50% шаров от общего объема их производства на предприятии. При этом существуют объективные проблемы с обеспечением высокого уровня механических свойств и эксплуатационных характеристик шаров, производимых из данной стали, что подтверждает необходимость проведения исследований в направлении совершенствования режимов их прокатки.

Поскольку прокатка шаров непосредственно из непрерывнолитых заготовок рельсовой стали технически невозможна из-за формы и размеров поперечного сечения таких заготовок, то технологическая схема производства шаров из отбракованных заготовок рельсовой стали включает в себя прокатку сортовых заготовок. При этом для производства шаров диаметром 80 мм и более сортовые заготовки могут прокатываться в условиях новых универсальных рельсобалочных станов, а при производстве шаров меньшего диаметра сортовые заготовки производятся в два этапа (по причине отсутствия технической возможности прокатки на универсальных рельсобалочных станах заготовок диаметром менее 80 мм):

- прокатка заготовок квадратного сечения с размерами сторон 150×150 мм на универсальном рельсобалочном стане (при этом задействованы только черновые клетки);

- прокатка заготовок круглого сечения, диаметр которых соответствует диаметру готовых шаров, на сортовом прокатном стане.

С учетом вышесказанного, а также принимая во внимание тот факт, что основную долю в сортаменте шаропрокатных станов составляют шары диаметром 40-60 мм в качестве второго объекта применения методики выбраны (рисунок 2.2 б):

- прокатка заготовок квадратного сечения (150×150 мм) в черновых клетях универсальных рельсобалочных станов;
- прокатка заготовок круглого сечения на сортовых станах;
- прокатка шаров на станах поперечно-винтовой прокатки.

2.2 Обоснование комплексного параметра оптимизации

Вышеприведенный анализ существующих методик совершенствования режимов прокатки, специфических особенностей производства рельсов в условиях универсальных рельсобалочных станов, в том числе имеющих место технических и технологических проблем позволил выделить следующие частные критерии оптимизации режимов производства проката из рельсовых сталей:

- энергоэффективность;
- качество проката;
- материалосбережение;
- производительность.

Повышение качества проката является актуальной задачей вне зависимости от его профилируемых и марочного сортамента. Кроме того, применительно к рельсам актуальность повышения их качества обусловлена значительным уровнем отбраковки готовых рельсов на предприятиях-производителях и высоким уровнем изъятия дефектных рельсов, находящихся в эксплуатации, а применительно к мелющим шарам из отбраковки рельсовой стали – недостаточными показателями твердости и ударной стойкости для соответствия продукции повышенным категориям качества.

Направления по повышению энергоэффективности и материалосбережению актуальны для производства проката из рельсовых сталей в связи с высокими удельными расходами электроэнергии и повышенным износом сменного оборудования станов, на которых осуществляется прокатка рельсовых сталей. В свою очередь повышение удельных расходов электроэнергии и прокатных валков обусловлено увеличением прочностных характеристик рельсовых сталей при

изменении их химического состава и структуры, имевшими место в последние годы.

Актуальность повышения производительности современных рельсобалочных станов обусловлена тем фактом, что в их сортамент входит инновационная, не имеющая аналогов продукция, обладающая повышенным спросом на рынках сбыта, в том числе длинномерные железнодорожные рельсы для высокоскоростных железных дорог, рельсы повышенной износостойкости и контактной выносливости.

Следует отметить, что степень влияния перечисленных критериев оптимизации на комплексный параметр оптимизации не является равнозначным и, кроме того, может отличаться для различных видов проката, производимых из рельсовых сталей. Поэтому необходимо использование весовых коэффициентов, отражающих относительное влияние частных параметров оптимизации на обобщенный параметр оптимизации.

В качестве комплексного (обобщенного) параметра оптимизации использована обобщенная функции желательности Харрингтона:

$$D = d_{\varepsilon}^{m_{\varepsilon}} \cdot d_K^{m_K} \cdot d_M^{m_M} \cdot d_{\Pi}^{m_{\Pi}}, \quad (2.1)$$

где $d_{\varepsilon}^{m_{\varepsilon}}$, $d_K^{m_K}$, $d_M^{m_M}$, $d_{\Pi}^{m_{\Pi}}$ – частные показатели желательности по энергоэффективности, качеству, материалосбережению и производительности соответственно;

m_{ε} , m_K , m_M , m_{Π} – коэффициенты весомости частных показателей желательности по энергоэффективности, качеству, материалосбережению и производительности соответственно ($m_{\varepsilon} + m_K + m_M + m_{\Pi} = 1$).

Частные показатели желательности экспоненциально зависят от безразмерных величин, которые в свою очередь имеют взаимосвязь с натуральными показателями:

$$d_i = \exp(-\exp(-y_i)) = \frac{1}{e^{1/e^{y_i}}}, \quad (2.2)$$

где y_i – безразмерная величина.

$$y_i = a_0 + a_1 \cdot x_i \quad (2.3)$$

где x_i – натуральные показатели.

Необходимым условием использования обобщенной функции желательности на практике является закладываемое изначально соответствие стандартных оценок частных показателей желательностей и натуральных значений анализируемых показателей (таблица 2.1).

Таблица 2.1 – Общий вид шкалы желательности

Значение показателя d_i	Оценка желательности	Натуральные значения анализируемых параметров			
		x_{Σ}	x_K	x_M	x_{Π}
0,80-1,00	наивысший уровень («отлично»)
0,63-0,80	допустимый уровень, выше существующего («хорошо»)
0,37-0,63	допустимый уровень, соответствующий существующему («удовлетворительно»)
0,20-0,37	недопустимый уровень («неудовлетворительно»)
0-0,20	максимально нежелательный уровень («очень плохо»)

Разработанная методика направлена на совершенствование режимов производства проката из рельсовых сталей, поэтому предполагает наличие базовых режимов прокатки для каждого вида рассматриваемой прокатной продукции (рельсы; сортовые заготовки и мелющие шары, произведенные из отбраковки заготовок рельсовых сталей). В качестве таких режимов выступают режимы прокатки, используемые на соответствующих прокатных станах (рельсобалочный, сортовой, шаропрокатный) на момент проведения исследований.

В соответствии с этим проводится анализ показателей при прокатке по базовому режиму, по результатам которого получают натуральные значения

анализируемых параметров, соответствующих нижней границе уровня желательности «удовлетворительно» (допустимый уровень, соответствующий существующему) и верхней границе уровня желательности «хорошо» (допустимый уровень, выше существующего).

Для расчета частных показателей желательности необходимо провести преобразования вышеприведенных формул (2.2) и (2.3). Вначале при последовательном проведенном дважды логарифмировании уравнения (2.2) получаем:

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{d_i}\right)\right) = -y_i \quad (2.4)$$

Далее при подстановке y_i в уравнение (2.3) получим:

$$a_0 + a_1 \cdot x_i = \ln\left(\frac{1}{\ln(1/d_i)}\right) \quad (2.5)$$

На следующем этапе составляется система уравнений для значений x_i , соответствующих уровням желательности «хорошо» (верхняя граница интервала) и «удовлетворительно» (нижняя граница интервала) – таблица 2.1:

$$\begin{cases} a_0 + a_1 \cdot x_i(\text{"хорошо"}) = \ln\left(\frac{1}{\ln(1/0,8)}\right) = 1,5; \\ a_0 + a_1 \cdot x_i(\text{"удовлетворительно"}) = \ln\left(\frac{1}{\ln(1/0,37)}\right) = 0,01 \end{cases} \quad (2.6)$$

Решение данной системы уравнений позволяет получить численные значения коэффициентов a_0 и a_1 уравнения (2.5) и далее определить значения безразмерных функций y_i для конкретных значений x_i , характеризующих режимы прокатки.

Выбор значений частных показателей желательности производится исходя из сравнительного анализа резервов по снижению затрат или потерь в стоимостном выражении. При этом для проведения расчетов используются данные о варьировании показателей базового режима прокатки в различные временные периоды и данные о показателях работы аналогичных прокатных

станов. На основании указанных данных выбираются значения показателей, соответствующие согласно шкале желательности (таблица 2.1) верхней границе допустимого уровня выше существующего и нижней границе существующего уровня. Полученные по такой методике значения используются не только при проведении прогнозных расчетов резервов по снижению затрат или потерь, но и при расчете коэффициентов уравнений регрессии (a_0 , a_1 – формула 2.6), позволяющих определить значения безразмерной функции y_i (формула 2.5), использующейся для расчета частных показателей желательности d_i (формула 2.2).

2.3 Выбор и обоснование натуральных показателей, характеризующих частные параметры оптимизации

В качестве параметра, определяющего энергоэффективность режимов прокатки, использован удельный расход электроэнергии по клетям (группам клеток):

$$A_{ЭЛ} = \frac{A_{Д\Sigma}}{\eta_{СТ} \cdot \eta_{ДВ} \cdot m}, \quad (2.7)$$

где $A_{Д\Sigma}$ – суммарная работа деформации, кДж;

$\eta_{СТ}$, $\eta_{ДВ}$ – к.п.д. стана и электродвигателя соответственно;

m – масса заготовки, т.

Суммарная работа деформации определяется по формуле [227]:

$$A_{Д\Sigma} = (p_{ср})_{ср} \cdot V \cdot n \cdot (\ln 1/\eta)_{ср}, \quad (2.8)$$

где $p_{ср}$ – контактное давление металла на валки, МПа;

V – объем заготовки, м³;

n – количество проходов;

$1/\eta$ – коэффициент обжатия.

Контактное давление определяется из зависимости:

$$p_{ср} = n_{\sigma} \cdot \sigma_s, \quad (2.9)$$

где n_{σ} – коэффициент напряженного состояния металла;

σ_s – сопротивление пластической деформации, МПа.

Коэффициент напряжённого состояния согласно методике А.И. Целикова [228] находится в виде произведения четырёх коэффициентов:

$$n_{\sigma} = \beta \cdot n_{\sigma}^I \cdot n_{\sigma}^{II} \cdot n_{\sigma}^{III} \quad (2.10)$$

где $\beta, n_{\sigma}^I, n_{\sigma}^{II}, n_{\sigma}^{III}$ – коэффициенты, учитывающие влияние ширины полосы, внешнего трения, внешних зон и натяжения соответственно.

Для широких полос принимается $\beta = 1,15$.

Коэффициент, учитывающий влияние внешнего трения при $\frac{l_D}{h_{cp}} < 1$ рассчитывается по формуле:

$$n_{\sigma}^I = \left(\frac{l_D}{h_{cp}} \right)^{-0,4}, \quad (2.11)$$

где l_D – длина дуги захвата металла валками;

h_{cp} – средняя высота полосы до и после прокатки.

При $\frac{l_D}{h_{cp}} > 1$ влияние внешних зон на коэффициент напряженного состояния крайне незначительно, поэтому n_{σ}^I принимается равным 1.

Коэффициент, учитывающий влияния внешних зон в зависимости от формы очага деформации, определяется, как:

$$n_{\sigma}^{II} = 1 + \frac{l_D}{6 \cdot h_{cp}} \quad \left(\text{при } \frac{l_D}{h_{cp}} < 1,5 - 2,0 \right) \quad (2.12)$$

$$n_{\sigma}^{II} = 1 + \frac{l_D}{4 \cdot h_{cp}} \quad \left(\text{при } \frac{l_D}{h_{cp}} > 2,0 \right) \quad (2.13)$$

Сопротивление пластической деформации в свою очередь одновременно зависит от термомеханических параметров деформации (температура, скорость и степень деформации), химического состава и структуры стали:

$$\sigma_s = f(t; u; \varepsilon; A; B), \quad (2.14)$$

где t – температура прокатки, °C;

u – скорость деформации, c^{-1} ;

ε – степень деформации;

A и B – параметры, учитывающие влияние химического состава и структуры деформируемой стали.

Анализируя вышеприведенную методику расчета удельного расхода электроэнергии, следует отметить, что наибольшую сложность представляет определение значений сопротивления пластической деформации конкретной марки стали в заданных условиях прокатки. Как показано выше (раздел 1) использование существующих аналитических методик расчета сопротивления деформации с учетом известного химического состава деформируемой стали не позволяет получить достоверные данные применительно к новым маркам рельсовых сталей. Данный факт обусловлен тем, что указанные методики основаны на использовании уравнений множественной регрессии, полученных эмпирическим путем и устанавливающих взаимосвязь между сопротивлением деформации и термомеханическими параметрами прокатки. В данных уравнениях регрессии влияние химического состава стали на сопротивление деформации учитывается путем ввода коэффициентов, также получаемых эмпирическим путем. То есть достоверность в данном случае обеспечивается только в интервале изменения параметров деформации и химического состава стали, принятых при проведении экспериментальных исследований, а выход за их рамки предполагает применение экстраполяции имеющихся данных и значительно увеличивает погрешность. Кроме того, к недостатку известных аналитических методик определения сопротивления деформации можно отнести следующие моменты:

1) влияние термомеханических параметров на сопротивление деформации, по сути, учитывается дважды, так как коэффициенты, определяющие влияние химического состава, получены экспериментально при определенном сочетании термомеханических параметров деформации;

2) прогнозные значения сопротивления деформации даже при условии их достаточной достоверности имеют существенное ограничение для использования при разработке режимов прокатки в действующих цехах, так как на практике имеет место изменение химического состава стали одной марки от плавки к плавке.

Для устранения вышеприведенных недостатков существующих аналитических методик расчета сопротивления пластической деформации использовали подход, когда сопротивление деформации при конкретном сочетании термомеханических параметров прокатки (температура, скорость и степень деформации) определяется не конкретным числом, а диапазоном значений, называемым интервалом равной вероятности – ИРВ. Указанный подход концептуально предложен М.Я. Бровманом [130].

В рамках разработанной методики совершенствования режимов производства проката из рельсовой стали величина ИРВ сопротивления деформации и его границы зависят от фактического интервала изменения химического состава стали. ИРВ сопротивления деформации представляет собой разность между максимально и минимально возможными значениями данного показателя, получаемыми при наиболее условно «неблагоприятном» и «благоприятном» химическом составе стали для заданного сочетания термомеханических параметров деформации.

Для определения численных значений ИРВ сопротивления пластической деформации рельсовой стали конкретной марки необходимы экспериментальные исследования, в ходе которых в соответствии с планом эксперимента термомеханические параметры прокатки и содержание основных химических элементов в стали должны варьироваться в интервале, соответствующем фактическим границам изменения параметров при производстве продукции из рельсовых сталей на действующих прокатных станах. Далее результаты указанных исследований обобщаются в виде регрессионной зависимости сопротивления деформации от термомеханических параметров прокатки (температура, скорость и степень деформации) для химического состава,

соответствующего средним значениям концентрации основных химических элементов:

$$\sigma_{s(cp)} = f(t; u; \varepsilon), \quad (2.15)$$

На следующем этапе для различных сочетаний термомеханических параметров деформации определяется относительное отклонение верхней и нижней границ ИРВ сопротивления деформации от значений, соответствующих «среднему» химическому составу стали:

$$\Delta_{B(i)} = \frac{\sigma_{s(B)_i} - \sigma_{s(cp)_i}}{\sigma_{s(cp)_i}}, \quad (2.16)$$

$$\Delta_{H(i)} = \frac{\sigma_{s(cp)_i} - \sigma_{s(H)_i}}{\sigma_{s(cp)_i}}, \quad (2.17)$$

где $\sigma_{s(B)_i}$ и $\sigma_{s(H)_i}$ – сопротивление деформации, соответствующее верхней и нижней границам ИРВ для конкретного сочетания термомеханических параметров;

$\sigma_{s(cp)_i}$ – расчетное сопротивление деформации, полученное с использованием уравнения регрессии (2.15) для конкретного сочетания термомеханических параметров.

Для проведения расчетов прогнозных значений энергосиловых параметров прокатки при деформации конкретной марки стали целесообразно использовать средние арифметические значения относительных отклонений верхней и нижней границ ИРВ для конкретной марки стали:

$$\Delta_{B(cp)} = \frac{\sum_{i=1}^n \Delta_{B(i)}}{n} \quad (2.18)$$

$$\Delta_{H(cp)} = \frac{\sum_{i=1}^n \Delta_{H(i)}}{n} \quad (2.19)$$

где n – количество сочетаний термомеханических параметров прокатки (температура, скорость и степень деформации) при проведении экспериментальных исследований.

В результате максимально и минимально возможные значения сопротивления деформации при заданном сочетании термомеханических параметров составят:

$$\sigma_{s(\max)} = \sigma_{s(\text{cp})} \cdot (1 + \Delta_{B(\text{cp})}) \quad (2.20)$$

$$\sigma_{s(\min)} = \sigma_{s(\text{cp})} \cdot (1 - \Delta_{H(\text{cp})}) \quad (2.21)$$

Следует отметить, что максимально возможное значение сопротивления деформации является лимитирующим звеном с точки зрения допустимой нагрузки на основное и вспомогательное оборудование прокатного стана, а минимальное значение и величина отклонений от среднего значения интервала характеризуют степень загрузки двигателей приводов прокатных клетей.

Исходя из параметров, оговоренных в нормативной документации, качество проката из рельсовых сталей определяется следующими основными характеристиками:

1. Наличие, размеры и расположение поверхностных дефектов;
2. Наличие, размеры и расположение дефектов макроструктуры;
3. Геометрические параметры (выполнение профиля, прямолинейность);
4. Микроструктура (неметаллические включения);
5. Механические свойства;
6. Ударостойкость.

При этом показателем уровня качества проката является выход годной продукции, то есть доля проката, соответствующего требованиям нормативной документации по перечисленным характеристикам, либо величина, обратная выходу годного – отбраковка готового проката.

Анализ механизмов формирования указанных характеристик качества показывает, что процесс прокатки может оказывать непосредственное влияние на образование поверхностных и внутренних дефектов, при этом такие дефекты также в значительной степени определяют механические свойства и

ударостойкость готового проката. Таким образом, отбраковка проката по поверхностным и внутренним дефектам может выступать в качестве основного показателя качества продукции. При этом в случае отсутствия контроля качества поверхности и структуры проката в потоке прокатных станов показателем качества проката выступают другие контролируемые показатели, напрямую зависящие от наличия указанных дефектов (для мелющих шаров – испытания на ударную стойкость).

В связи со сложностью процессов образования и трансформации дефектов определить долю влияния параметров прокатного и сталеплавильного передела на отбраковку готового проката возможно только с применением методов математической статистики (множественный регрессионный и дисперсионный анализы) и металлографических исследований (для подтверждения адекватности и обоснования полученных зависимостей). При этом определение степени влияния технологических параметров прокатного передела на вероятность образования дефектов методами математической статистики является практически нереализуемым, поскольку основные инструментально фиксируемые параметры прокатки (температура, скорость, обжата по клетям) варьируются крайне незначительно в рамках одного режима прокатки. В отличие от параметров прокатки технологические параметры сталеплавильного передела имеют достаточно широкий интервал изменения в рамках принятой технологии.

На основании вышесказанного целесообразным является определение доли влияния параметров сталеплавильного передела на отбраковку готового проката, а влияние параметров прокатного передела в этом случае составит оставшуюся долю. В качестве параметра, характеризующего долю влияния параметров сталеплавильного передела на отбраковку проката, использован совокупный коэффициент детерминации, получаемый при проведении множественного регрессионного анализа массива плавок по стандартной методике:

$$D_C = k_{COB(C)} = \sum_{i=1}^n a_i \cdot r_{YX_i}, \quad (2.22)$$

где D_C – доля влияния параметров сталеплавильного передела на отбраковку готового проката;

$k_{COB(C)}$ – совокупный коэффициент детерминации для технологических факторов сталеплавильного передела;

a_i – стандартизированные коэффициенты уравнения регрессии;

r_{YX_i} – коэффициенты корреляции между параметром оптимизации (отбраковкой проката) и анализируемыми технологическими факторами.

Доля влияния параметров прокатного передела на отбраковку проката в этом случае будет рассчитываться, как:

$$D_{\Pi} = (1 - D_C) = (1 - k_{COB(C)}), \quad (2.23)$$

Следует отметить, что на основании металлографических исследований расчетные данные, полученные с использованием формул (2.22) и (2.23), могут быть скорректированы. Так, например, при отсутствии дефектов прокатного происхождения по результатам металлографических исследований необъясненная вариация для параметров сталеплавильного передела $(1 - k_{COB(C)})$ может быть отнесена к влиянию технологических или организационных факторов данного передела, не фиксируемых инструментально в потоке производства и, соответственно не анализируемых в ходе проведения исследований.

Как показано множеством исследований (раздел 1) влияние параметров режимов прокатки на уровень отбраковки связано, как с вероятностью образования дефектов в процессе деформации, так и с влиянием на трансформацию дефектов, уже имеющихся на исходных заготовках. При этом, поскольку в рамках конкретного режима прокатки параметры деформации меняются крайне незначительно, можно принять, что для каждого режима прокатки характерна определенная вероятность образования новых дефектов и вероятность полной выкатываемости (выкатываемости до размеров, допустимых согласно требований нормативной документации) уже имеющихся дефектов. В

рамках такого подхода величина отбраковки готового проката будет являться функцией указанных вероятностей:

$$B_D = f(p_{\text{обр}}; p_{\text{вык}}), \quad (2.24)$$

где $p_{\text{обр}}$, $p_{\text{вык}}$ – вероятность образования и выкатываемости дефектов в процессе прокатки соответственно.

При этом вероятность образования дефектов связана с влиянием параметров прокатного передела, а вероятность полной выкатываемости дефектов – с влиянием параметров сталеплавильного передела, поскольку указанная вероятность зависит от размеров дефектов на исходных заготовках.

Показателем, характеризующим вероятность образования дефектов в процессе прокатки, является степень использования запаса пластичности (СИЗП):

$$\psi = \frac{\Lambda}{\Lambda_p} = \frac{\Lambda}{\int_0^{t_p} H \cdot d\tau}, \quad (2.25)$$

где Λ – накопленная степень деформации сдвига;

Λ_p – предельная степень деформации сдвига до разрушения.

H – интенсивность скоростей деформации сдвига;

t_p – время разрушения.

Получение достоверных данных о распределении СИЗП по сечению раската и, соответственно, определение максимального значения СИЗП является сложной математической задачей, поэтому на практике для ее решения используют специализированные программные комплексы, из которых наибольшими преимуществами (как показано в разделе 1) обладает «DEFORM-2D/3D».

Поскольку СИЗП распределяется неравномерно по сечению прокатываемого профиля в процессе деформации и с учетом того факта, что прокатка производится за несколько проходов для анализа целесообразно использовать среднее максимальное значение СИЗП по проходам:

$$\psi_{\text{max(ср)}} = \frac{\sum_{i=1}^n \psi_{\text{max}(i)}}{n}, \quad (2.26)$$

где $\Psi_{\max(i)}$ – максимальные значения СИЗП по проходам;

n – количество проходов.

В качестве параметра, характеризующего вероятность выкатываемости дефектов, переходящих на прокат с исходных заготовок, использованы коэффициенты выкатываемости дефектов по глубине и ширине (для поверхностных дефектов) и сечению (для внутренних дефектов):

$$K_h = \frac{h_0}{h_1}; K_b = \frac{b_0}{b_1}; K_S = \frac{S_0}{S_1} \quad (2.27)$$

где h_0 и h_1 – глубина поверхностного дефекта до и после деформации;

b_0 и b_1 – ширина поверхностного дефекта до и после деформации;

S_0 и S_1 – площадь поперечного сечения внутреннего дефекта до и после деформации.

С точки зрения влияния на отбраковку готового проката значимым является значение суммарного коэффициента выкатываемости по всем проходам:

$$K_{h(\Sigma)} = \prod_{i=1}^n K_{h(i)}; K_{b(\Sigma)} = \prod_{i=1}^n K_{b(i)}; K_{S(\Sigma)} = \prod_{i=1}^n K_{S(i)} \quad (2.28)$$

где $K_{h(i)}$, $K_{b(i)}$, $K_{S(i)}$ – коэффициенты выкатываемости дефектов по проходам;

n – количество проходов.

Имеющиеся данные [229] позволяют утверждать, что значимое влияние на коэффициенты выкатываемости дефектов оказывает их месторасположение и пространственная ориентация относительно направления прокатки. Поэтому прогнозную степень выкатываемости дефектов необходимо определять с учетом доли дефектов, отнесенных к определенной группе:

$$K_{h(\Sigma)\text{общ}} = \sum_{i=1}^n K_{h_i} \cdot D_i; K_{b(\Sigma)\text{общ}} = \sum_{i=1}^n K_{b_i} \cdot D_i; K_{S(\Sigma)\text{общ}} = \sum_{i=1}^n K_{S_i} \cdot D_i \quad (2.29)$$

где K_{h_i} , K_{b_i} , K_{S_i} – коэффициенты выкатываемости дефектов, отнесенных к определенной группе;

D_i – доля дефектов, отнесенных к определенной группе, в общем их количестве.

Таким образом, уровень отбраковки готового металлопроката является функцией среднего максимального значения СИЗП и коэффициента суммарной выкатываемости дефектов по проходам:

$$Б_{ДП} = f(\psi_{\max(\text{ср})}; K_{h(\Sigma)}; K_{b(\Sigma)}); \quad (2.30)$$

$$Б_{ДВ} = f(\psi_{\max(\text{ср})}; K_{S(\Sigma)}), \quad (2.31)$$

где $Б_{ДП}$, $Б_{ДВ}$ – отбраковка готового проката по дефектам поверхности и внутренним дефектам соответственно.

При расчете прогнозных значений отбраковки проката для нового режима прокатки учитывается изменение параметров, приведенных в формулах (2.30) и (2.31), с учетом доли их влияния:

$$Б_{ДП(\text{ИЗМ})} = \frac{Б_{ДП(\text{БАЗ})}}{\left(\frac{\psi_{\max(\text{ср})_{\text{БАЗ}}}{\psi_{\max(\text{ср})_{\text{ИЗМ}}} \cdot Д_{П(\text{П})} + \left(\frac{K_{h(\Sigma)_{\text{ИЗМ}}}{K_{h(\Sigma)_{\text{БАЗ}}} + \frac{K_{b(\Sigma)_{\text{ИЗМ}}}{K_{b(\Sigma)_{\text{БАЗ}}}} \right) / 2 \cdot Д_{С(\text{П})} \right)}; \quad (2.32)$$

$$Б_{ДВ(\text{ИЗМ})} = \frac{Б_{ДВ(\text{БАЗ})}}{\left(\frac{\psi_{\max(\text{ср})_{\text{БАЗ}}}{\psi_{\max(\text{ср})_{\text{ИЗМ}}} \cdot Д_{П(\text{В})} + \frac{K_{S(\Sigma)_{\text{ИЗМ}}}{K_{S(\Sigma)_{\text{БАЗ}}}} \cdot Д_{С(\text{В})} \right)}, \quad (2.33)$$

где $Б_{ДП(\text{БАЗ})}$, $Б_{ДВ(\text{БАЗ})}$ – уровень отбраковки готового проката по дефектам поверхности и внутренним дефектам соответственно при использовании базового режима прокатки;

$Б_{ДП(\text{ИЗМ})}$, $Б_{ДВ(\text{ИЗМ})}$ – уровень отбраковки готового проката по дефектам поверхности и внутренним дефектам соответственно при использовании нового режима прокатки;

$Д_{П(\text{П})}$, $Д_{С(\text{П})}$ – доля поверхностных дефектов прокатного и сталеплавильного происхождения соответственно;

$Д_{П(\text{В})}$, $Д_{С(\text{В})}$ – доля внутренних дефектов прокатного и сталеплавильного происхождения соответственно.

Определение значений максимальной СИЗП по сечению раскатов и коэффициентов выкатываемости дефектов по проходам для каждого режима

прокатки методами математического моделирования и лабораторных экспериментальных исследований является трудоемким и требующим значительных временных затрат. Более целесообразным представляется подход, когда данные параметры определяются на основании ранее установленных аналитических зависимостей от технологических параметров прокатки: температура и скорость прокатки, коэффициенты вытяжки по проходам, форма и последовательность используемых калибров, частота кантовок. Указанные аналитические зависимости получают на основании предварительных экспериментальных исследований для расширенного интервала изменения параметров деформации.

Следует отметить, что все перечисленные параметры прокатки являются измеряемыми за исключением калибровки валков (форма и последовательность используемых калибров). Для приведения данного параметра к измеряемому виду предложено использовать коэффициент подобия формы подката и калибра:

$$K_{\Pi\Phi} = \frac{S_0 / \Pi_0}{S_1 / \Pi_1}, \quad (2.34)$$

где S_0, S_1 – площадь поперечного сечения раската до и после прокатки в калибре соответственно;

Π_0, Π_1 – периметр поперечного сечения раската до и после прокатки в калибре соответственно.

Наиболее благоприятная схема напряженного состояния металла формируется при $K_{\Pi\Phi} = 1$.

Таким образом, аналитические зависимости, используемые в дальнейшем для получения прогнозных значений СИЗП и выкатываемости дефектов при изменении режима прокатки имеют вид:

$$\psi_{\max} = f(t, u, \lambda, K_{\Pi\Phi}) \quad (2.35)$$

$$K_{(h;b;S)} = f(\lambda, K_{\Pi\Phi}) \quad (2.36)$$

Опыт работы прокатных станов свидетельствует, что основной статьей расходов в структуре материальных затрат по прокатному переделу являются

затраты на прокатные валки. С учетом вышесказанного, а также исходя из того факта, что согласно общепринятым представлениям износ прокатных валков в значительной мере определяется используемым режимом прокатки, в качестве параметра оптимизации предложено использовать удельный расход валков (на тонну проката).

Скорость износа прокатных валков помимо характеристик самих прокатных валков (твердость, износостойкость) определяется химическим составом и структурой прокатываемой стали и параметрами деформации (форма калибров, а именно глубина и неравномерность вреза калибров в валки, температура, скорость и степень деформации). Также необходимо учитывать, продолжительность воздействия металла на валки в процессе прокатки.

В качестве параметра, характеризующего комплексное влияние химического состава, структуры стали и термомеханических параметров деформации целесообразно использовать среднее значение усилия прокатки по проходам в анализируемой клетке. Для оценки влияния формы калибров на удельный расход прокатных валков предложено использовать среднее значение коэффициента подобия формы исходного подката и используемого калибра по проходам, методика расчета которого представлена выше.

Таким образом, удельный расход прокатных валков в анализируемой клетке является функцией: средних значений усилия прокатки; коэффициента подобия формы подката и калибра прокатных валков; машинного времени прокатки:

$$A_B = f(P_{CP}[\sigma_s; t; u; \varepsilon]; K_{ПФ(СР)}; T_{ПР}), \quad (2.37)$$

где P_{CP} – среднее усилие прокатки по проходам, МН.

$T_{ПР}$ – машинное время прокатки, с.

Количественная взаимосвязь между характеристиками деформируемой стали, параметрами ее деформации и удельным расходом прокатных валков устанавливается на основании данных для различных клеток анализируемого стана, получаемых при использовании базового режима прокатки. При этом в случае значительных отличий параметров используемых прокатных валков (материал валков и их диаметр) вводятся соответствующие поправочные

коэффициенты. Полученные аналитические зависимости удельного расхода валков от параметров прокатки экстраполируются на вновь разрабатываемые усовершенствованные режимы прокатки.

Удельная производительность прокатного стана является одним из основных отчетных, фиксируемых в обязательном порядке показателей. При этом анализ влияния параметров режима прокатки на производительность требует не только учета времени прокатки в отдельных клетях или группах клеток в зависимости от принятой схемы прокатки, но и учета производительности участков, выполняющих вспомогательные операции (нагрев, раскрой, термообработка, отделка), поскольку такие участки могут ограничивать повышение производительности. В связи с этим целесообразно для оценки влияния режимов прокатки на производительность стана применять, так называемый, «тактовый подход». В рамках данного подхода производится расчет тактов работы отдельных независимых участков, затем из полученных тактов выбирается максимальный, выступающий в роли такта работы всего прокатного стана:

$$T_{\text{ст}} = T_{\text{max}} \{T_1; T_2; \dots T_n\}, \quad (2.38)$$

где $T_{\text{ст}}$ – такт работы прокатного стана, с;

T_1, T_2, T_n – такт работы участков прокатного стана, с.

$$A_{\text{ст.}} = \frac{3600 \cdot m}{T_{\text{ст}}} k_{\text{и}}, \quad (2.39)$$

где m – масса исходной заготовки, т;

$k_{\text{и}}$ – коэффициент использования стана.

2.4 Алгоритм применения методики

Алгоритм применения методики включает в себя четыре блока (рисунок 2.3).

Рисунок 2.3 – Алгоритм применения методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей

Первый блок, условно названный «Предварительный анализ и исследования» связан с получением исходных данных (исходной информации). При этом такие данные в зависимости от метода их получения можно разбить на две группы.

Первая группа данных не требует проведения дополнительных исследований и включает в себя информацию о параметрах базового режима прокатки и фактических показателях работы прокатного стана при его использовании. При этом к параметрам, характеризующим режим прокатки, относятся температура и скорость деформации, величина обжаты по проходам, форма и размеры используемых калибров, а в качестве показателей, характеризующих работу прокатного стана, выступают: удельный расход прокатных валков и электроэнергии, уровень отбраковки готового проката, производительность стана, КПД стана и электродвигателя.

Данные, относимые ко второй группе, имеют вид аналитических зависимостей (уравнений регрессии), устанавливающих взаимосвязь между натуральными показателями, характеризующими частные параметры оптимизации и измеряемыми температурно-скоростными и геометрическими параметрами прокатки. Базой для получения указанных зависимостей являются результаты комплексных лабораторных экспериментальных и теоретических исследований. При этом для подтверждения адекватности полученных результатов в ряде случаев необходимы дополнительные металлографические исследования.

В частности, для определения сопротивления пластической деформации рельсовых сталей различных марок (параметра, необходимого для оценки энергоэффективности режима прокатки) при различном сочетании температурно-скоростных условий и геометрических параметров их деформации необходимы экспериментальные исследования методами горячих механических испытаний образцов. При этом в случае, если полученные зависимости имеют сложный характер (например, выраженные максимумы или минимумы сопротивления деформации при определенном сочетании параметров деформации), необходимо

проведение металлографических исследований с целью определения природы происходящих структурных или фазовых изменений в стали при деформации.

Для определения СИЗП по проходам (показателя, характеризующего вероятность образования дефектов при прокатке и соответственно влияющего на качество готового проката) необходимы теоретические исследования с использованием методик математического моделирования процессов деформации, а для получения данных о выкатываемости дефектов (показателя, также оказывающего влияние на качество проката) – экспериментальные лабораторные исследования. С учетом необходимости научно обоснованного разделения доли влияния параметров сталеплавильного и прокатного переделов на образование дефектов готового проката в дополнение к приведенным исследованиям необходимы металлографические исследования характерных дефектов с целью определения их происхождения.

Второй блок связан с обоснованием конкретного направления (направлений) совершенствования режимов прокатки и имеет соответствующее название («Обоснование направлений совершенствования режима прокатки» – рисунок 2.3). В рамках данного блока с использованием данных, ранее полученных для базового режима прокатки (блок «Предварительный анализ и исследования»), проводятся расчеты таких показателей, как усилие прокатки, коэффициент подобия формы исходного подката и калибра, СИЗП по проходам. Первый из указанных показателей характеризует возможность интенсификации режима прокатки, второй и третий – целесообразность корректировки используемой калибровки валков и используемых температурно-скоростных параметров прокатки. Граничные условия для выбора конкретного направления совершенствования режима прокатки следующие:

- интенсификация режимов прокатки (снижение количества проходов за счет увеличения частных обжатий) производится при условии, что среднее значение усилия прокатки по проходам составляет менее 65% от максимально допустимого усилия;

- совершенствование калибровки валков проводится в случае превышения среднего по проходам коэффициента подобия формы подката и калибра значений 1,15;

- изменение температурного режима прокатки, производится, когда среднее максимальное значение СИЗП по сечению раската превышает 0,5.

Поскольку влияние режима прокатки на удельный расход прокатных валков учитывается с использованием среднего по проходам усилия прокатки, а также коэффициента подобия формы калибра и исходного подката, то изменение расхода прокатных валков в случае интенсификации режимов прокатки и (или) совершенствовании калибровки валков, температурно-скоростных условий прокатки будет происходить автоматически. В случае несоблюдения всех перечисленных граничных условий производится анализ и обоснование выбора дополнительного метода (методов) снижения расхода прокатных валков. При этом приоритет отдается методам, не требующим значительных изменений технологии и повышения затрат, а очевидные технические решения, связанные с переходом на использование валков повышенной твердости и износостойкости, но имеющих повышенную стоимость, не рассматриваются.

Производительность стана зависит от принятого режима прокатки в том случае, если прокатная клеть (группа прокатных клетей) является «узким местом», то есть такт работы клетки или группы клетей является максимальным по отношению к другим участкам стана. При этом такт работы прокатной клетки (или группы клетей) определяется количеством проходов и скоростным режимом прокатки. Таким образом, аналогично расходу прокатных валков производительность стана автоматически изменяется при интенсификации режимов прокатки и (или) совершенствовании калибровки валков, температурно-скоростных условий прокатки.

Третий блок «Разработка и оценка эффективности режима прокатки» включает в себя разработку параметров нового режима прокатки и оценку применимости и эффективности усовершенствованного режима прокатки по сравнению с базовым.

Применимость нового режима прокатки оценивается исходя из допустимой нагрузки на основное оборудование стана (усилие прокатки во всех проходах не должно превышать допустимых значений), а эффективность – по результатам определения обобщенной функции желательности Харрингтона (режим считается эффективным, если значение обобщенной функции желательности Харрингтона для него превышает данный показатель для базового режима прокатки). В случае невыполнения условий применимости и эффективности нового режима прокатки производится корректировка его параметров с повторной проверкой соответствия вышеприведенным условиям.

Четвертый блок «Опробование, анализ и корректировка методики» включает в себя опытно-промышленное опробование нового режима прокатки в условиях действующего прокатного стана, сравнительный анализ фактических показателей работы стана при его использовании с расчетными данными и, при необходимости, корректировку методики определения прогнозных значений измеряемых показателей (удельного расхода электроэнергии и прокатных валков, отбраковки готового проката, производительности стана) путем ввода дополнительных поправочных коэффициентов. Корректировка методики производится в случае, если фактические натуральные показатели работы прокатного стана, используемые в данной методике (удельные расходы электроэнергии и прокатных валков, отбраковка готового проката, производительность), отличаются более, чем на 10% от расчетных данных. Также в рамках данного блока производится оценка эффективности разработанных технических решений по повышению стойкости прокатных валков (в случае их наличия).

2.5 Выводы

В рамках разработки концептуальных основ методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации проведено обоснование объектов применения методики,

обоснован комплексный и частные параметры оптимизации, разработан алгоритм применения методики.

Объектами применения методики выступают: технология прокатки рельсовых профилей в черновых клетях рельсобалочных станов; технология прокатки сортовых заготовок и мелющих шаров из отбраковки непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей.

В качестве обобщенного параметра оптимизации используется обобщенная функция желательности Харрингтона, зависящая от частных показателей желательности по критериям энергоэффективности, качества проката, материалосбережения и производительности стана. При этом доля влияния перечисленных частных критериев оптимизации на обобщенную функцию желательности учитывается с использованием коэффициентов весомости, обоснование значений которых проводится исходя из сравнительного анализа резервов по снижению затрат или потерь в стоимостном выражении. В качестве частных параметров оптимизации по указанным критериям эффективности выбраны: для энергоэффективности – удельный расход электроэнергии; для качества проката – отбраковка готового проката, либо при отсутствии контроля качества поверхности и структуры проката в потоке станов – механические испытания (испытания на ударную стойкость мелющих шаров); для материалосбережения – удельный расход прокатных валков; для производительности – удельная производительность прокатного стана.

Алгоритм применения методики включает в себя четыре блока. В рамках первого блока производится анализ и обобщение имеющихся исходных данных, а также дополнительные исследования, направленные на получение обоснованных аналитических зависимостей, устанавливающих взаимосвязь частных критериев оптимизации с измеряемыми параметрами прокатки. Второй блок связан с обоснованием конкретного направления (направлений) совершенствования режимов прокатки, выбор которых производится на основании проверки соблюдения граничных условий. Третий блок включает в себя разработку параметров нового режима прокатки и оценку его применимости и

эффективности. Четвертый блок предполагает опытно-промышленное опробование нового режима прокатки в условиях действующего прокатного стана, и, при необходимости, корректировку методики определения прогнозных значений измеряемых показателей.

3 Исследования сопротивления пластической деформации и горячей пластичности рельсовых сталей

Пластичность и сопротивление пластической деформации являются важнейшими характеристиками сталей, оказывающими определяющее влияние на качество готового проката и энергоэффективность процесса его производства; также указанные характеристики косвенно влияют на износ сменного оборудования прокатных станов (прокатные валки) и производительность станов. Как показано выше (Глава 1), пластичность и сопротивление деформации зависят, как от химического состава и структуры прокатываемых сталей, так и от термомеханических параметров деформации. Комплексное влияние перечисленных факторов на пластические свойства сталей предопределяет целесообразность использования экспериментальных исследований для определения количественных значений критерия пластичности и сопротивления пластической деформации применительно к вновь осваиваемым маркам сталей сложного химического состава (одновременно легированных несколькими элементами) в заданных условиях прокатки.

В рамках данной работы необходимость получения количественных зависимостей сопротивления пластической деформации и критерия пластичности от химического состава рельсовых сталей и параметров их прокатки продиктована их использованием в качестве теоретической базы для совершенствования режимов производства проката из указанных сталей.

3.1 Методика исследований

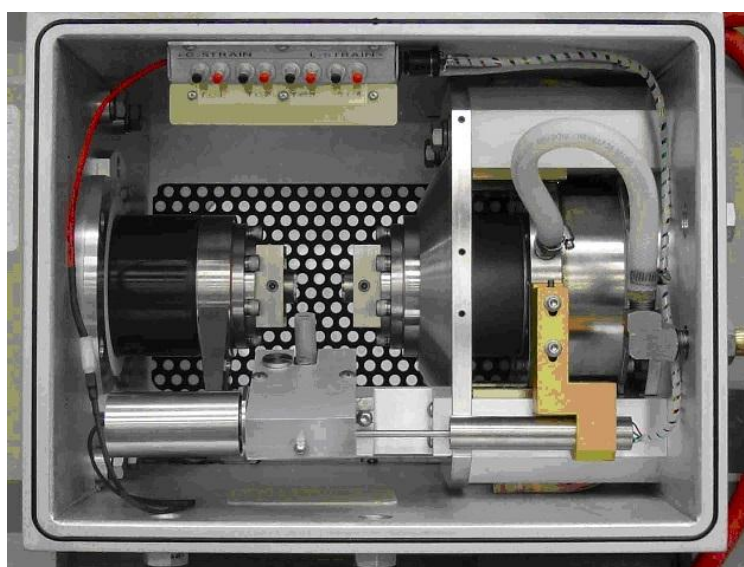
Исследования сопротивления пластической деформации проводили с использованием двух методов горячих механических испытаний – кручения и осадки – что позволило повысить точность получаемых результатов. Экспериментальные значения сопротивления пластической деформации зависят от вида проводимых испытаний, что обусловлено различием схем напряженного

состояния металла при деформации. Так при испытаниях на кручение образец деформируется только под действием касательных напряжений, что предопределяет меньшее сопротивление деформации относительно испытаний на сжатие (осадка). Еще меньшие значения сопротивления пластической деформации получают при испытаниях на растяжение, что обусловлено влиянием растягивающих напряжений. По имеющимся данным [61] различие сопротивления деформации при испытаниях методом осадки и растяжения составляет порядка 10%.

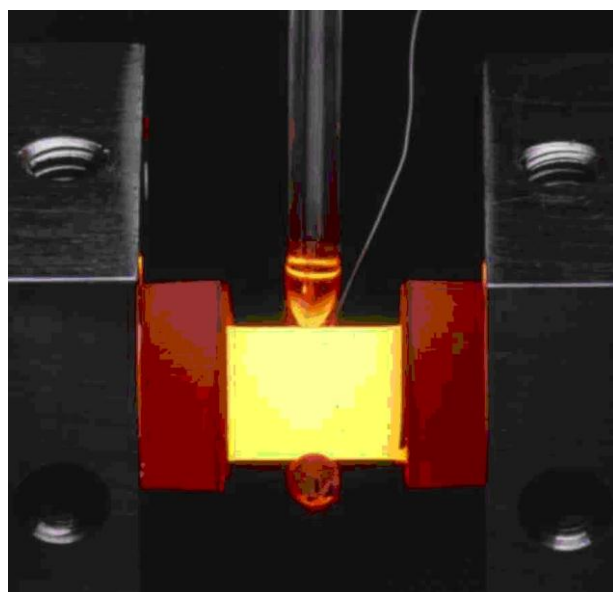
Также следует учитывать, что каждый метод горячих механических испытаний имеет ограничения по области применения, связанные с возникновением значительной погрешности получаемых результатов после достижения определенной степени деформации. Для испытаний на растяжение таким пороговым значением является степень деформации порядка 20-30%, когда в процессе испытаний возникает «шейка» металла, что, в свою очередь, приводит к значительной неоднородности деформации и изменению скорости деформации в объеме металла. При испытаниях на сжатие возможно получение адекватных результатов при степенях деформации до 60-70%, после достижения которых деформируемый образец принимает ярко выраженную бочкообразную форму. Испытания на кручение характеризуются неоднородностью деформации по сечению. Переход от упругой к пластической деформации начинается от поверхности образца и постепенно распространяется к его центру с увеличением крутящего момента. Фактически сопротивление деформации определяется величиной максимального касательного напряжения. Несмотря на имеющую место неоднородность деформации, метод испытаний на кручение применим при степенях деформации, соответствующим реальным условиям прокатки (относительная деформация до 30-40%). В рамках данной работы исследования пластичности проводили методом горячего кручения.

Для экспериментальных исследований сопротивления деформации методом осадки использован модуль «Hydrawedge» (рисунк 3.1 а) установки «Gleeble System 3800». Испытания проводили путем одноосного сжатия цилиндрических образцов

между двумя плоскими бойками (рисунок 3.1 б). Режим испытаний моделировал деформацию в условиях действующих рельсобалочных и сортовых прокатных станов, специализирующихся на прокатке рельсовых сталей, и включал в себя нагрев образцов до температуры 1200°С (скорость нагрева 5°С/с), выдержку при указанной температуре для выравнивания температуры по сечению, подстуживание стали со скоростью 10°С/с до достижения выбранной температуры деформации (900-1150°С с шагом 50°С) и непосредственно деформацию со скоростями в интервале 5-15 с⁻¹ с шагом 5 с⁻¹ и относительной деформацией 0,05-0,40 с шагом 0,05.



а



б

а – общий вид; б – размещение образца для деформации между плоскими бойками
Рисунок 3.1 – Модуль «Hydrawedge» установки «Gleeble System 3800» для проведения испытаний методом горячей осадки

В качестве объекта экспериментальных исследований методом горячей осадки использовали образцы непрерывнолитых заготовок рельсовой стали марки Э76ХСФ 25 плавок текущего производства электросталеплавильного цеха (ЭСПЦ) АО «ЕВРАЗ ЗСМК». При выборе образцов руководствовались получением максимального интервала изменения содержания основных химических элементов (таблица 3.1).

Отбор проб проводили с поверхности заготовок и на глубине 50 мм (поперечное сечение заготовок составляет 300×360 мм). Схема вырезки образцов

выбрана исходя из возможности получения информации о пластических и деформационных характеристиках стали в различных зонах непрерывнолитой заготовки. Известно, что структура металла по сечению непрерывнолитых заготовок неравномерна и отличается формой и размерами зерна, видом и концентрацией неметаллических включений. Кроме того, при прокатке имеет место неравномерность распределения деформаций по сечению заготовок. Так при высоком очаге деформации (отношение длины дуги захвата к средней высоте полосы менее 1,0-1,5), характерном для прокатки в первых проходах на рельсобалочных станах, более интенсивно деформируются поверхностные слои заготовки по сравнению с центральной зоной, а в последующих проходах с изменением формы очага деформации картина меняется на обратную.

Таблица 3.1 – Фактический химический состав образцов рельсовой стали марки Э76ХСФ при проведении испытаний на горячую осадку

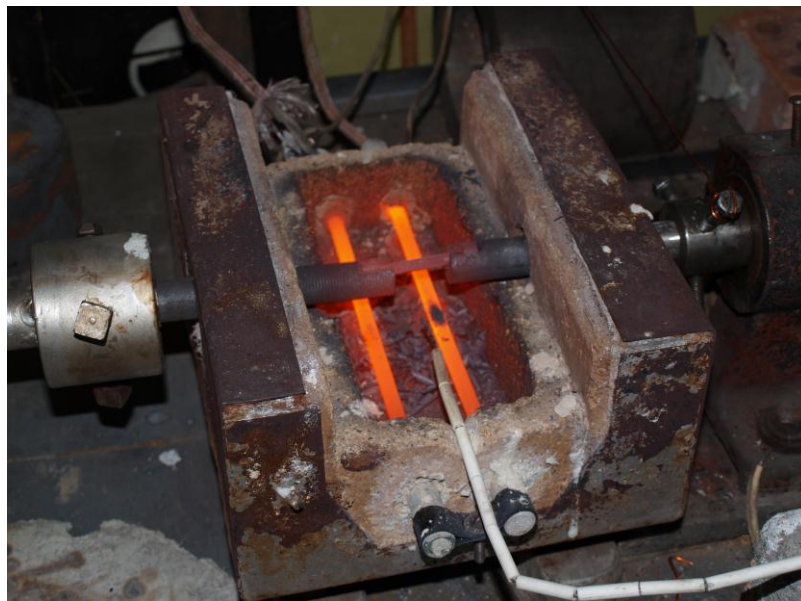
Содержание химических элементов, %									
C	Mn	Si	V	Cr	N	S	P	Cu	Ni
0,73- 0,78	0,78- 0,96	0,33- 0,64	0,04- 0,08	0,52- 0,69	0,007- 0,011	0,007- 0,017	0,005- 0,016	0,06- 0,11	0,04- 0,09

Исследования сопротивления деформации и пластичности методом горячего кручения проводили с использованием специализированной лабораторной установки (рисунок 3.2 а), принцип работы которой заключается в следующем. Образец, имеющий цилиндрическую форму с головками с обеих сторон, помещается в предварительно нагретую до нужной температуры печь сопротивления (рисунок 3.2 б), внутри которой фиксируется в пазах подвижного и неподвижного валов. Затем, после выдержки в течение 10 мин., проводимой с целью полного и равномерного нагрева образца, подвижный вал приводится в движение электродвигателем с тиристорным приводом, что дает возможность плавно регулировать скорость вращения двигателя. Для измерения температуры

используется термопара ТХА. Блок программного управления установки позволяет получать информацию о накопленной степени деформации.



а



б

а – общий вид; б – размещение образца в печи сопротивления
Рисунок 3.2 – Лабораторная установка для определения сопротивления пластической деформации методом горячего кручения

Сопротивление пластической деформации определяли по формуле:

$$\sigma = \frac{12\sqrt{3}}{\pi \cdot d_0^3} M, \quad (3.1)$$

где d_0 – диаметр образца до испытания;

M – крутящий момент.

Критерий пластичности рассчитывали по формуле:

$$\lambda_p = \frac{\pi \cdot d_0 \cdot z}{l_0}, \quad (3.2)$$

где z – число оборотов до разрушения;

l_0, d_0 – длина и диаметр исходных цилиндрических образцов соответственно, мм.

При проведении экспериментальных исследований сопротивления пластической деформации методом кручения термомеханические параметры варьировали в вышеуказанных пределах, имеющих место на промышленных прокатных станах, в сортамент которых входят рельсовые стали. Экспериментальные исследования пластичности проводили при температуре 1100°C , что обусловлено максимальной пластичностью рельсовых сталей при данной температуре (по результатам ранее проведенного диссертационного исследования А.С. Симачева – [28]) и скоростях деформации 1 с^{-1} и 10 с^{-1} .

В качестве объекта исследований использованы образцы непрерывнолитых заготовок стали Э76ХСФ производства ЭСПЦ АО «ЕВРАЗ ЗСМК», химический состав которых приведен в таблице 3.1 и в дополнение к ним образцы непрерывнолитых заготовок 10 плавок сталей марок Э76Ф и Э90ХАФ производства ЭСПЦ АО «ЕВРАЗ ЗСМК» и 10 плавок конвертерной стали марки К76Ф производства ПАО «Мечел» (таблица 3.2).

Таблица 3.2 – Фактический химический состав образцов рельсовых сталей при проведении испытаний на горячее кручение

Марка стали	Содержание химических элементов, %									
	C	Mn	Si	V	Cr	N	S	P	Cu	Ni
Э76ХФ	0,72-0,80	0,82-0,97	0,39-0,56	0,03-0,07	0,36-0,54	0,006-0,012	0,009-0,018	0,008-0,015	0,07-0,14	0,05-0,11
Э90ХАФ	0,84-0,93	0,76-0,95	0,42-0,53	0,08-0,11	0,24-0,39	0,010-0,015	0,007-0,016	0,006-0,014	0,06-0,12	0,03-0,12
К76Ф	0,75-0,82	1,02-1,25	0,26-0,41	0,08-0,11	0,04-0,09	0,003-0,007	0,008-0,018	0,011-0,020	0,01-0,04	0,04-0,08

Отбор проб проводили от трех зон непрерывнолитых заготовок – корковой зоны, зоны столбчатых кристаллов и центральной зоны (рисунок 3.3), что позволило оценить влияние структуры металла на пластичность и сопротивление пластической деформации.

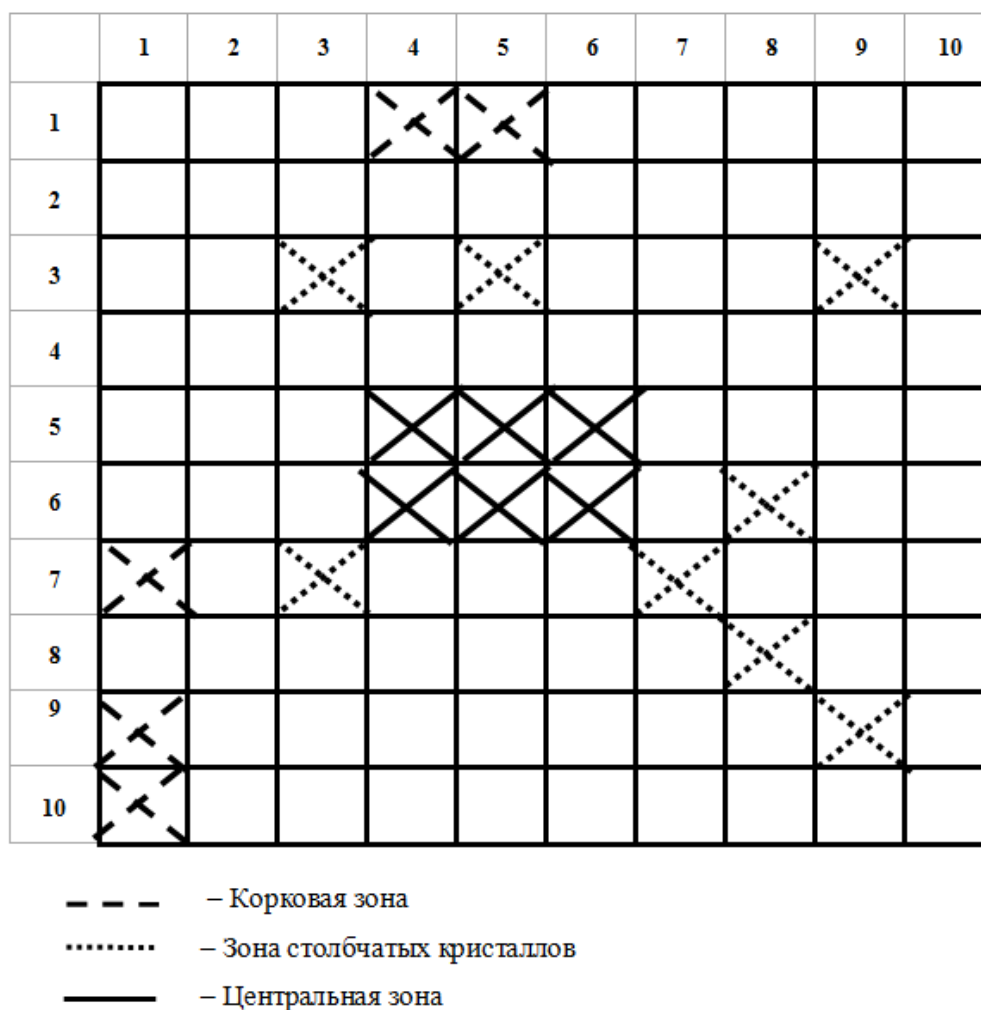


Рисунок 3.3 – Схема отбора проб непрерывнолитых заготовок

Проведение испытаний различными методами для образцов стали Э76ХСФ аналогичного химического состава позволило оценить количественное влияние способа испытаний (осадка, кручение) на сопротивление деформации, а использование образцов других марок стали (стали Э76ХФ, Э90ХАФ производства ЭСПЦ АО «ЕВРАЗ ЗСМК» и сталь К76Ф производства ПАО «Мечел») позволило расширить диапазон содержания основных химических элементов в рельсовых сталях и, тем самым, более полно оценить влияние химического состава сталей на их сопротивление деформации и пластичность. Кроме того, использование в качестве объекта исследований сталей различных производителей позволило более полно оценить влияние микроструктуры, в частности загрязненности неметаллическими включениями, на показатели деформируемости рельсовых сталей.

3.2 Исследования влияния термомеханических параметров деформации на сопротивление пластическому деформированию

Анализ результатов исследований сопротивления деформации образцов стали Э76ХСФ аналогичного химического состава, проведенных с использованием горячей осадки и горячего кручения показал, что при использовании указанных методов испытаний различие получаемых значений не превышает 7% и в среднем составляет 3%; при этом меньшие значения соответствуют методу испытаний на горячее кручение (рисунок 3.4). Таким образом, подтверждена адекватность получаемых экспериментальных результатов исследований при использовании различных методов горячих испытаний.

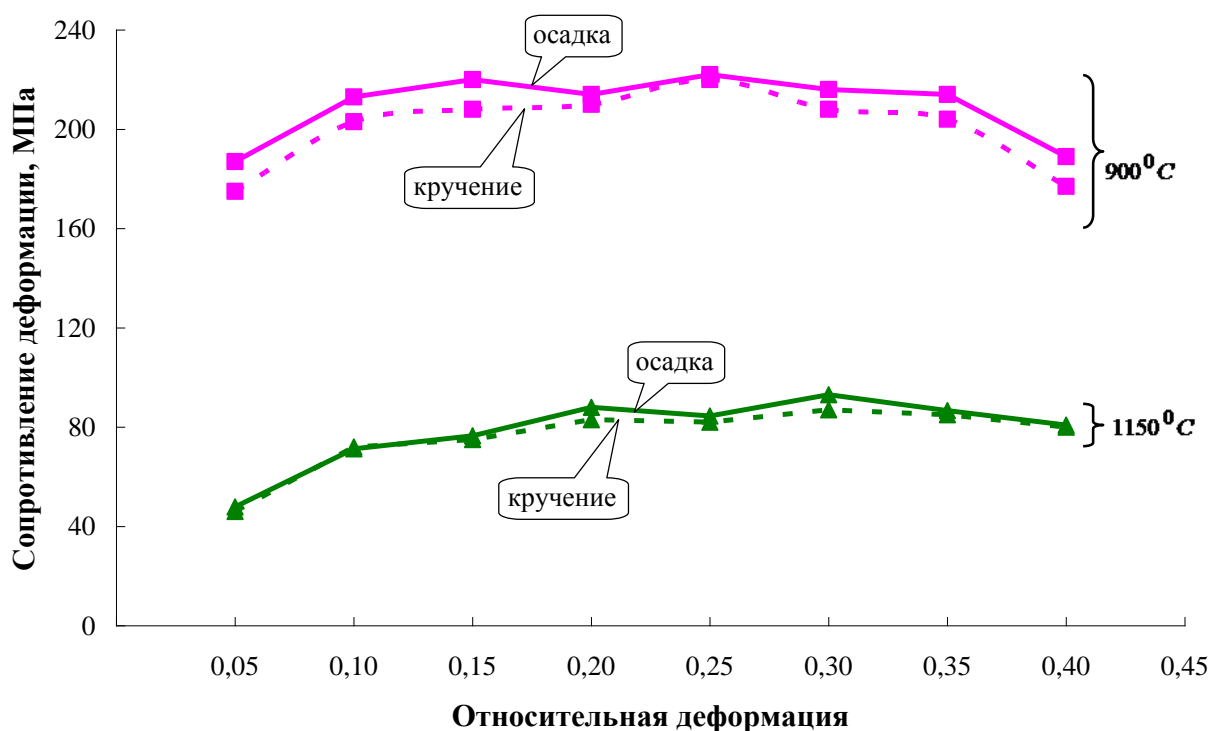
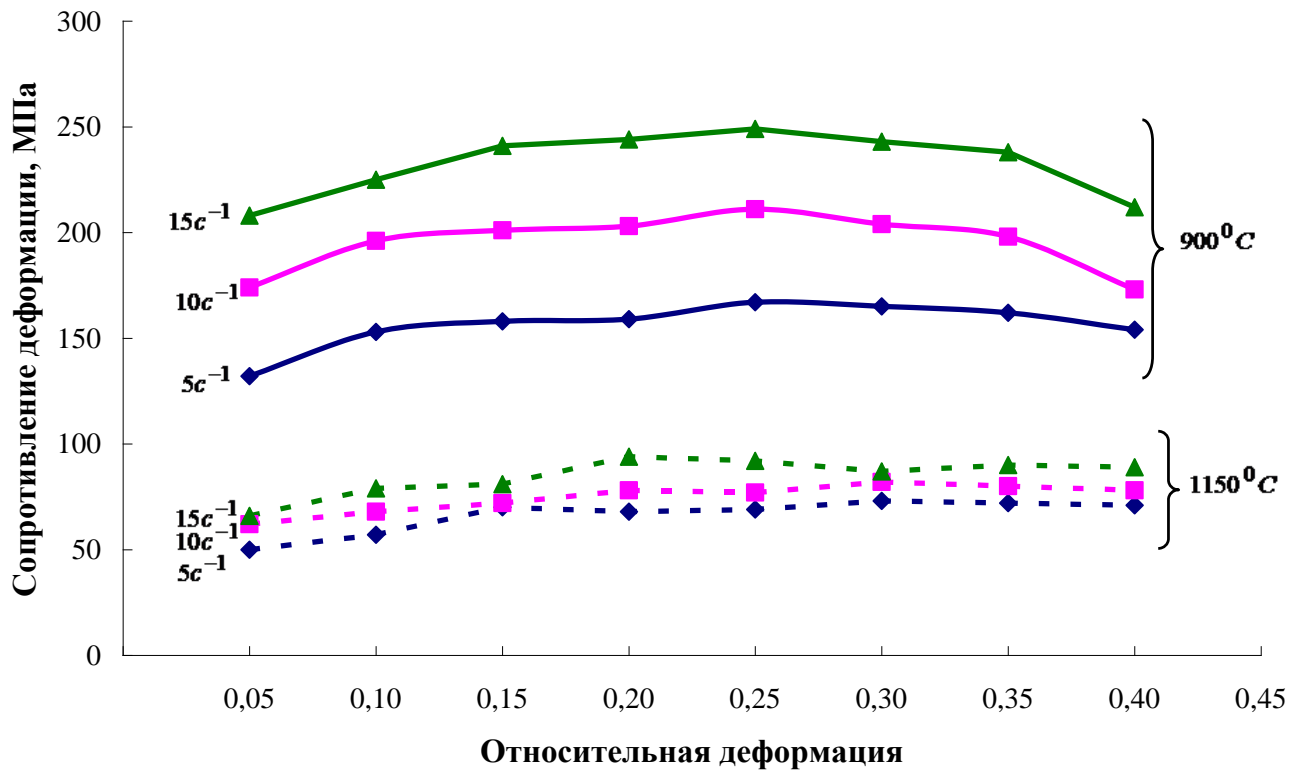


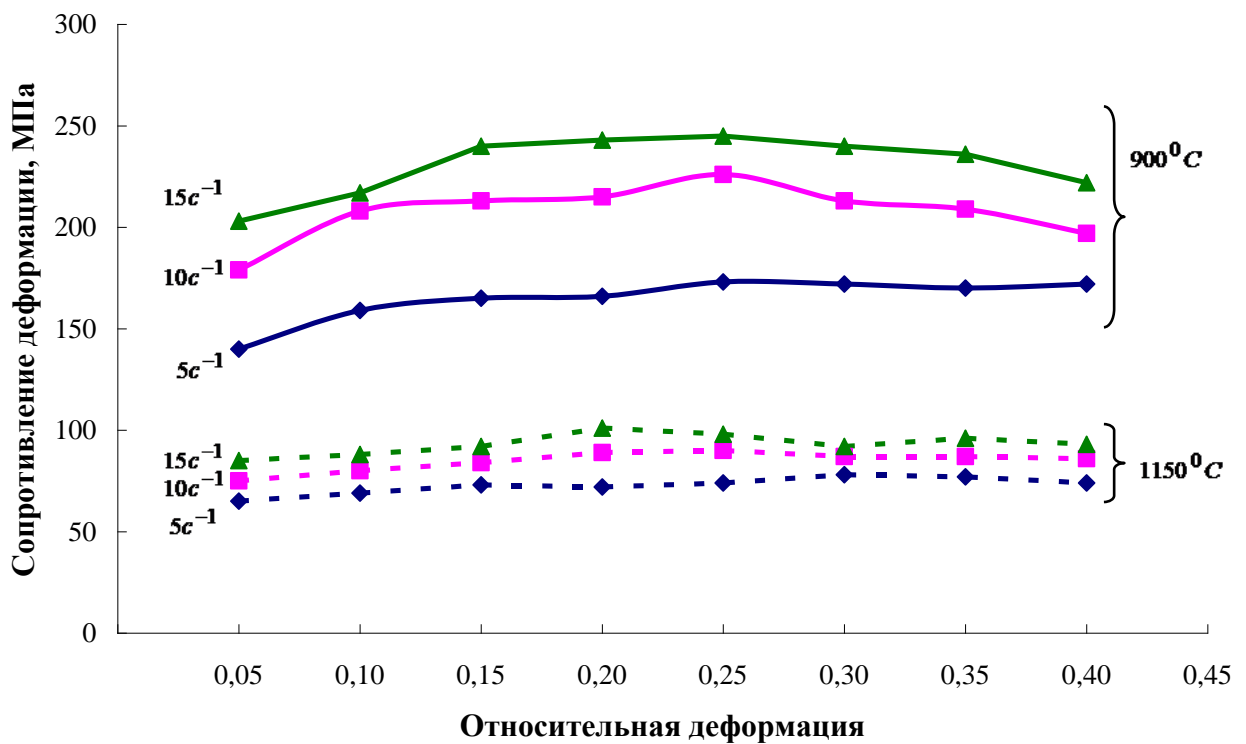
Рисунок 3.4 – Сравнительный анализ сопротивления деформации рельсовой стали Э76ХСФ при использовании различных методов горячих механических испытаний (скорость деформации 10 с^{-1})

По результатам проведенных экспериментальных исследований установлено [230], что зависимость сопротивления деформации рельсовых сталей

от относительной деформации является параболической с максимум при степенях деформации в диапазоне 0,20-0,30 (рисунки 3.5, 3.6).

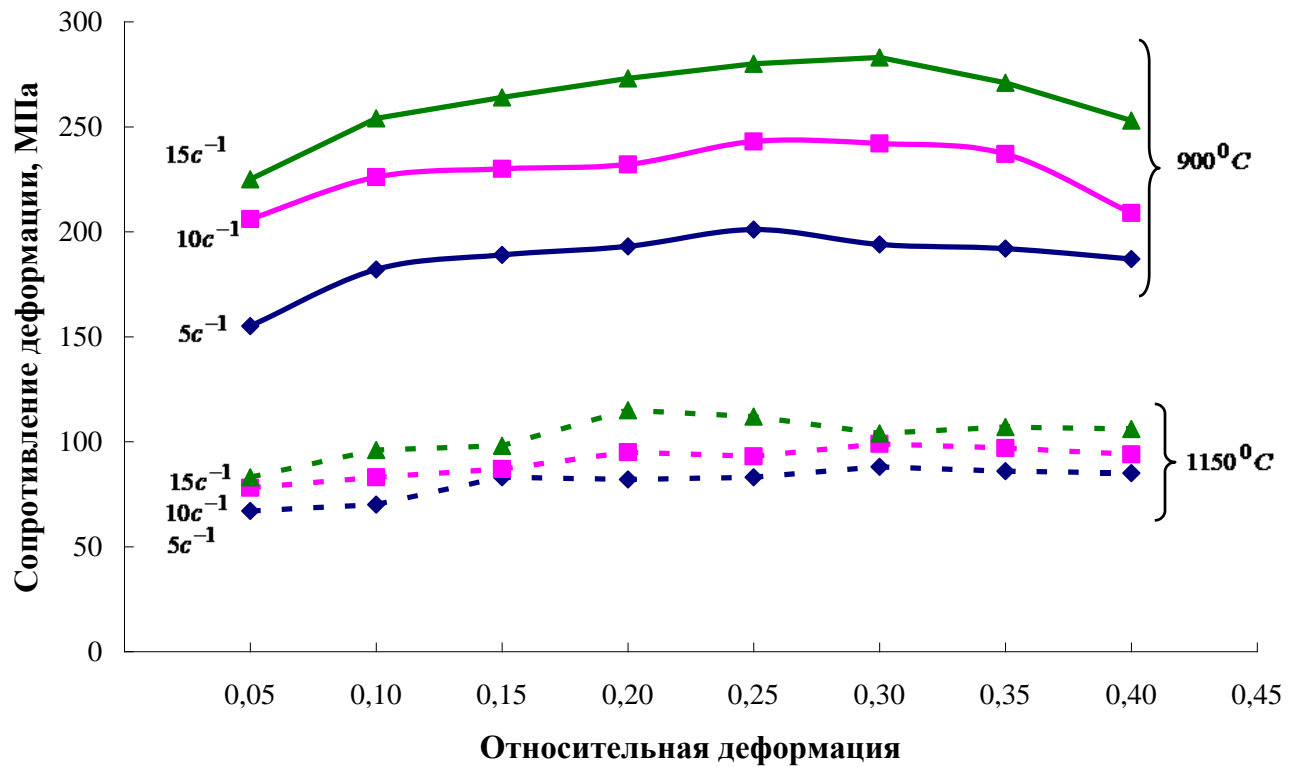


а

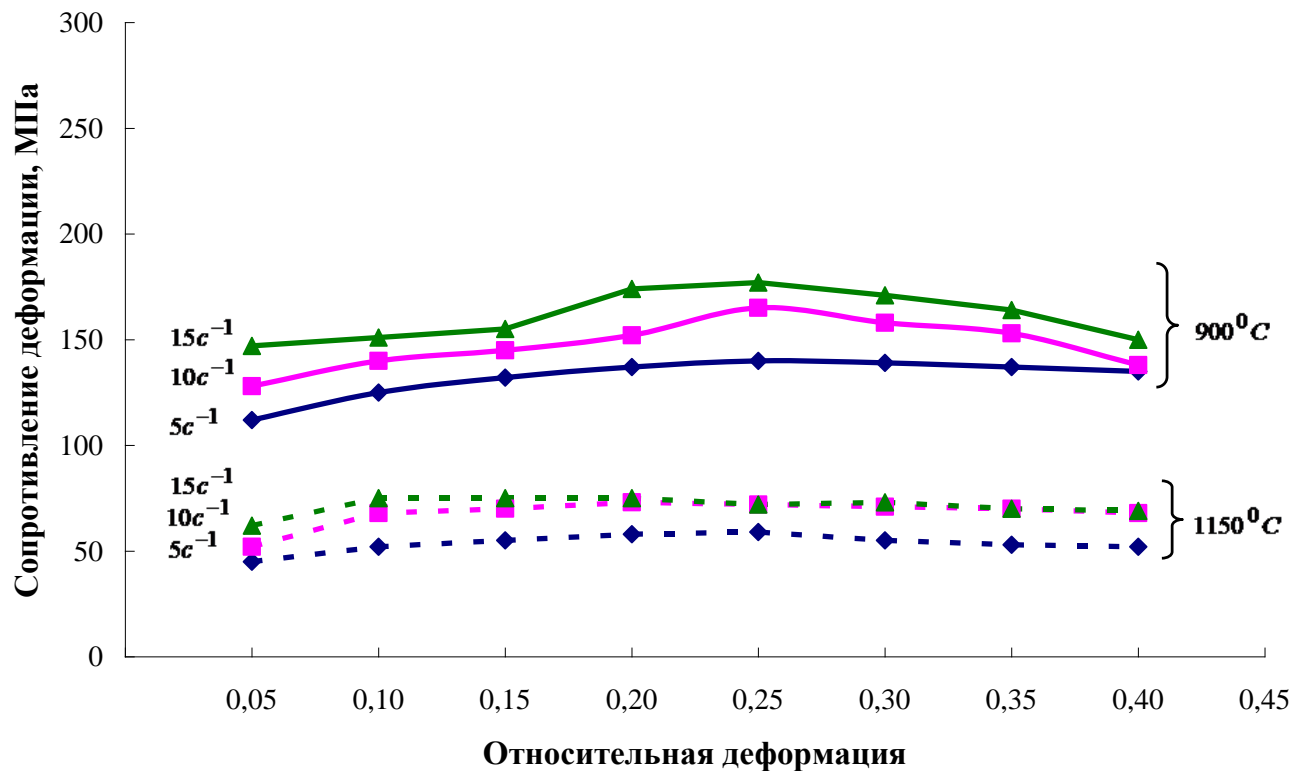


б

Рисунок 3.5 – Зависимость сопротивления деформации рельсовых сталей марок Э76ХФ (а) и Э76ХСФ (б) от термомеханических параметров прокатки



а



б

Рисунок 3.6 – Зависимость сопротивления деформации рельсовых сталей марок Э90ХАФ (а) и К76Ф (б) от термомеханических параметров прокатки

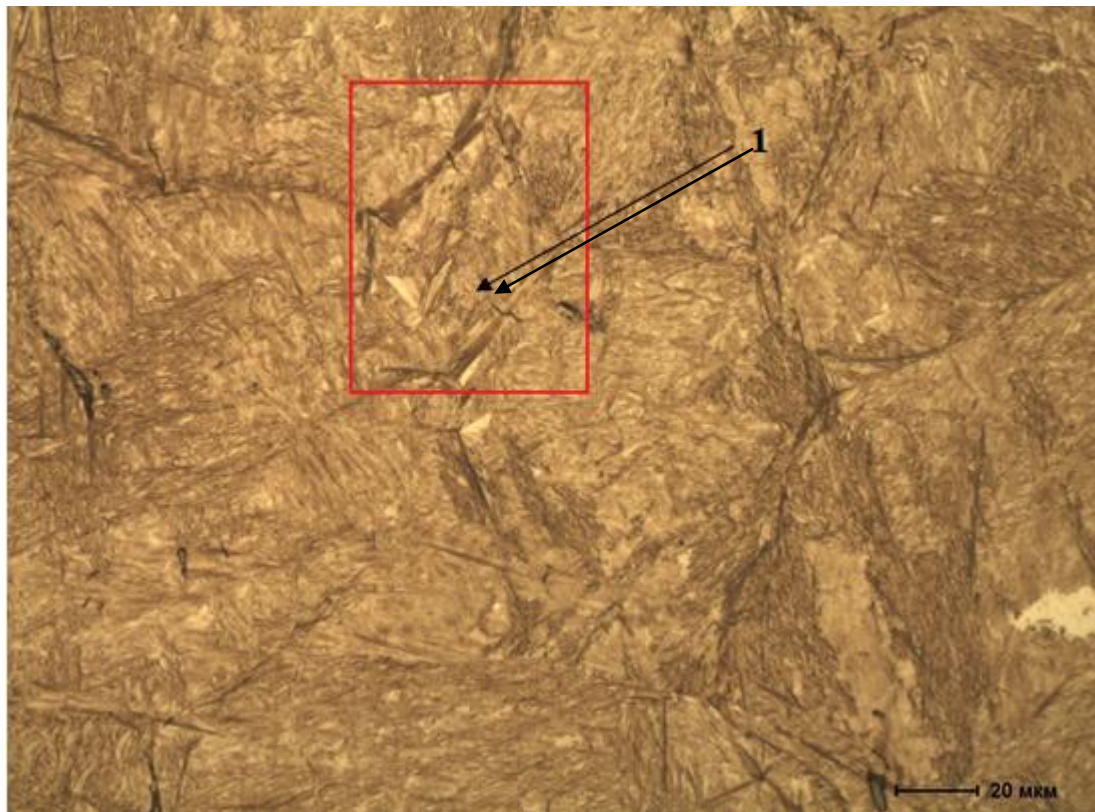
При этом характер зависимости сохраняется для всех значений температуры и скорости деформации в рассматриваемом интервале, хотя и становится менее выраженным при повышении температуры и снижении скорости деформации [231, 232]. Согласно имеющимся литературных данных [24] наличие ярко выраженного максимума на кривых текучести говорит о том, что в дополнении к динамическому возврату и полигонизации имеет место динамическая рекристаллизация.

Для подтверждения указанного тезиса проведена фиксация высокотемпературного состояния образцов (закалка в воде после горячей деформации). Исследуемые образцы деформировались со скоростью 2 с^{-1} при температуре 1150°C , степень деформации составила 0,25. Температура воды, использованной в качестве закалочной среды, составила $4\text{-}5^\circ\text{C}$. Подготовленные микрошлифы подвергали травлению в 6%-ом спиртовом растворе пикриновой кислоты (2,4,6-Тринитрофенол или $\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO}_2)_3\text{OH}$) подогретом до температуры 40°C .

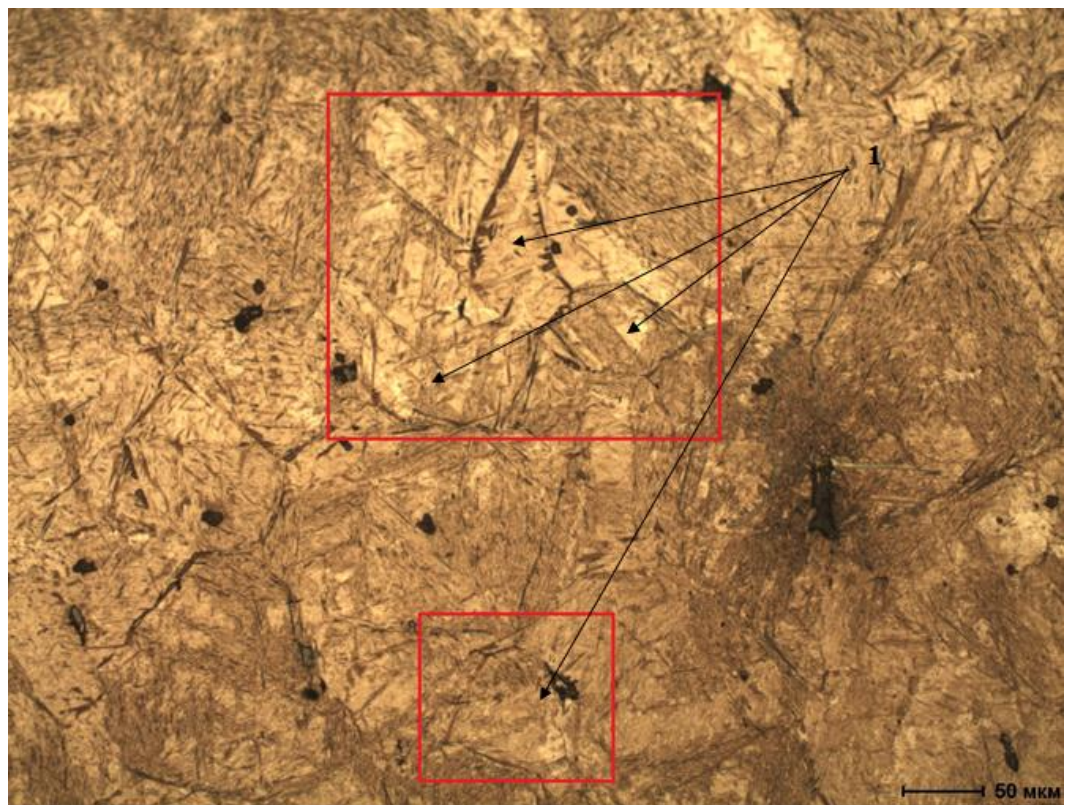
По результатам проведенных металлографических исследований на границах зерен стали, величина которых по ГОСТ 5639-82 соответствует №8 и №9, выявлены группы зерен значительно меньшего размера (№13 и №14 по ГОСТ 5639-82) – рисунки 3.7, 3.8. При этом такая микроструктура характерна, как для образцов из центральной зоны непрерывнолитых заготовок, так и для образцов из корковой зоны. Выявленная микроструктура свидетельствует о протекании динамической рекристаллизации.

По полученным данным снижение температуры и повышение скорости деформации при одной и той же степени деформации обуславливает увеличение сопротивления пластическому деформированию (рисунки 3.5, 3.6).

Как показано выше (Глава 1) практически всеми исследователями признается значительное влияние температуры деформации в интервале, характерном для горячей прокатки, на сопротивление пластической деформации.



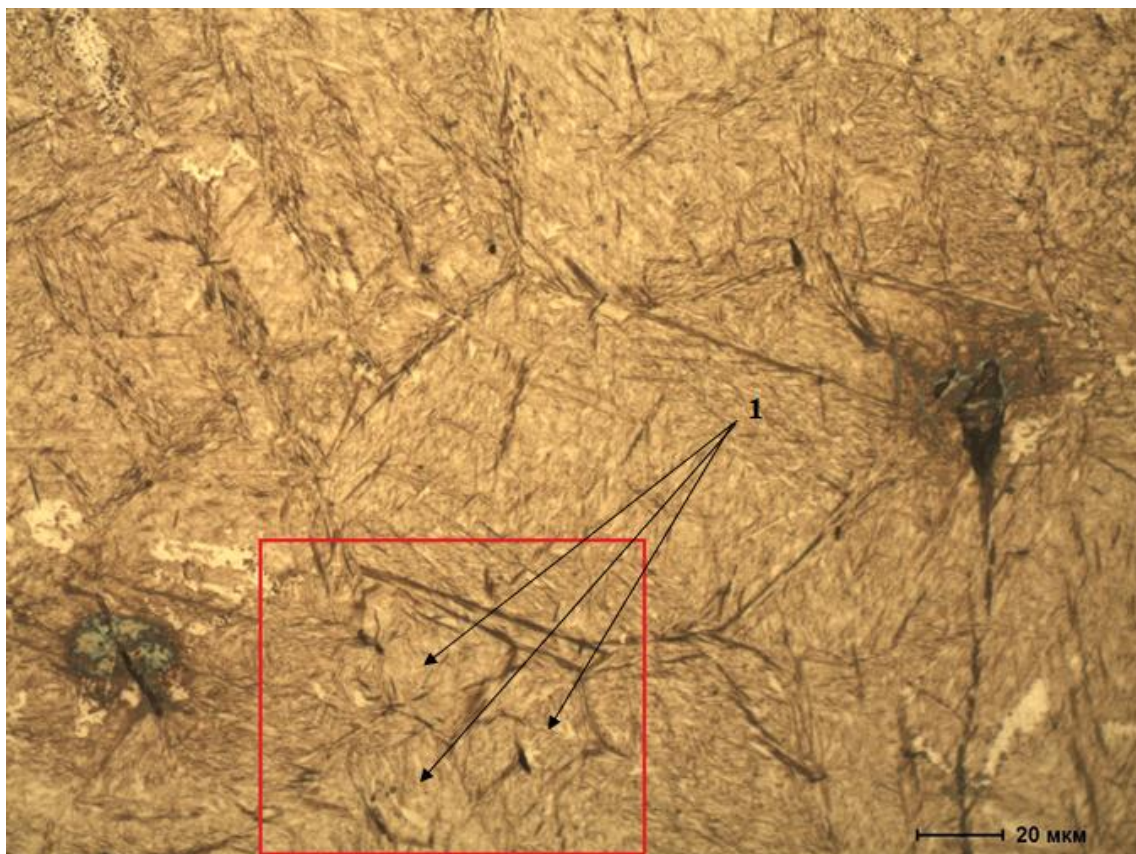
а



б

1 – новые зерна, образованные по границам зерен основного металла
а – $\times 200$; б – $\times 500$

Рисунок 3.7 – Микроструктура образцов центральной зоны непрерывнолитых заготовок стали К76Ф с фиксацией высокотемпературного состояния после горячей деформации



1 – новые зерна, образованные по границам зерен основного металла

Рисунок 3.8 – Микроструктура образцов корковой зоны непрерывнолитых заготовок стали К76Ф с фиксацией высокотемпературного состояния после горячей деформации

Повышение температуры деформации увеличивает подвижность атомов, тем самым повышая его пластичность. Кроме этого, значительно возрастает пластичность и снижается прочность межкристаллитных прослоек, обогащенных примесями. При этом интенсивность последнего указанного процесса определяется составом межзеренных прослоек: в случае преобладания включений с низкой температурой плавления интенсивность деформации межкристаллитного вещества увеличивается быстрее по отношению к зернам металла, а при наличии значительного количества тугоплавких включений процесс имеет обратный характер.

Влияние скорости деформации на сопротивление пластическому деформированию обусловлено процессами упрочнения (наклепа) и разупрочнения, происходящими в стали при горячей деформации. При

увеличении скорости деформации процессы разупрочнения не успевают полностью реализоваться, что повышает сопротивление деформации. Следует отметить, что данный процесс несколько нивелируется за счет того, что при повышении скорости деформации происходит дополнительный разогрев стали, а повышение температуры деформации, как показано выше, снижает сопротивляемость пластическому деформированию. Однако на практике применительно к условиям горячей деформации этот эффект незначителен.

Следует отметить, что полученные зависимости качественно согласуются с результатами ранее проведенных исследований применительно к рельсовым сталям других марок [233].

На основании обобщения результатов экспериментальных исследований получены уравнения регрессии, учитывающие взаимосвязь сопротивления деформации с термомеханическими параметрами деформации для химического состава рельсовых сталей, соответствующего среднему содержанию основных химических элементов:

Сталь Э76ХФ:

$$\sigma_s = 3607 \cdot e^{-3,315 \cdot \left(\frac{t}{1000}\right)} \cdot \varepsilon^{0,161} \cdot u^{0,005} \quad (3.3)$$

Сталь Э76ХСФ:

$$\sigma_s = 3449 \cdot e^{-3,198 \cdot \left(\frac{t}{1000}\right)} \cdot \varepsilon^{0,156} \cdot u^{0,004} \quad (3.4)$$

Сталь Э90ХАФ:

$$\sigma_s = 3746 \cdot e^{-3,178 \cdot \left(\frac{t}{1000}\right)} \cdot \varepsilon^{0,145} \cdot u^{0,003} \quad (3.5)$$

Сталь К76Ф:

$$\sigma_s = 2651 \cdot e^{-3,212 \cdot \left(\frac{t}{1000}\right)} \cdot \varepsilon^{0,148} \cdot u^{0,005} \quad (3.6)$$

Проводя сравнительный анализ сопротивляемости пластической деформации рассматриваемых марок рельсовых сталей при аналогичных условиях (рисунки 3.5, 3.6) можно сделать вывод, что наименьшим

сопротивлением деформации обладает сталь марки К76Ф, а наибольшим – сталь марки Э90ХАФ; сопротивление деформации сталей марок Э76ХФ и Э76ХСФ находится примерно на одном уровне. Указанный факт обусловлен различием химического состава и микроструктуры сталей. Результаты исследований влияния химического состава рельсовых сталей и их микроструктуры на сопротивление пластической деформации представлены ниже.

3.3 Исследования влияния химического состава рельсовых сталей на сопротивление пластической деформации

По результатам статистических исследований [230], проведенных стандартным методом множественного регрессионного анализа, установлено, что в рассматриваемом интервале варьирования химических элементов в рельсовых сталях значимое влияние на сопротивление деформации оказывают: углерод, марганец, ванадий, азот, сера и фосфор. Увеличение содержания всех перечисленных химических элементов в рельсовых сталях обуславливает повышение их сопротивляемости пластическому деформированию.

Ниже представлены уравнения регрессии, полученные для следующих значений термомеханических параметров: скорость деформации – 15 с^{-1} , температура деформации – 900°C .

Сталь Э76ХФ:

$$\sigma_s = 82,4 + 77,8[\text{C}] + 63,5[\text{Mn}] + 131,7[\text{V}] + 1838,6[\text{N}] + 1071,4[\text{S}] + 1123,2[\text{P}] \quad (3.7)$$

Сталь Э76ХСФ:

$$\sigma_s = 85,7 + 81,2[\text{C}] + 70,4[\text{Mn}] + 129,9[\text{V}] + 2007,6[\text{N}] + 1201,9[\text{S}] + 1237,6[\text{P}] \quad (3.8)$$

Сталь Э90ХАФ

$$\sigma_s = 88,3 + 79,4[\text{C}] + 83,2[\text{Mn}] + 151,1[\text{V}] + 2358,4[\text{N}] + 1032,2[\text{S}] + 1376,5[\text{P}] \quad (3.9)$$

Сталь К76Ф

$$\sigma_s = 18,2 + 40,1[\text{C}] + 83,4[\text{Mn}] + 72,1[\text{V}] + 833,2[\text{N}] + 973,1[\text{S}] + 622,5[\text{P}] \quad (3.10)$$

Аналогичные уравнения регрессии получены для остальных сочетаний термомеханических параметров в рамках рассматриваемых интервалов их изменения.

По результатам расчетов сопротивления деформации рельсовых сталей, проведенных с использованием полученных уравнений регрессии, величина ИРВ при варьировании содержания химических элементов в рамках фактического интервала их изменения составила:

- для стали Э76ХФ 18-20% (в среднем 19%, от -9% до +10% от значений, полученных при среднем содержании в ней основных химических элементов на рассматриваемой выборке плавов);

- для стали Э76ХСФ 19-22% (в среднем 21%, от -10% до +11% от значений, полученных при среднем содержании в ней основных химических элементов на рассматриваемой выборке плавов);

- для стали Э90ХАФ 17-21% (в среднем 19%, от -9% до +10% от значений, полученных при среднем содержании в ней основных химических элементов на рассматриваемой выборке плавов);

- для стали К76Ф 18-21% (в среднем 20%, от -10% до +10% от значений, полученных при среднем содержании в ней основных химических элементов на рассматриваемой выборке плавов).

При экстраполяции полученных данных для интервала изменения химических элементов в рамках требований ГОСТ Р 51685-2013 величина ИРВ составила:

- для стали Э76ХФ 34-37% (в среднем 36%, от -12% до +24% от значений, полученных при среднем содержании в ней основных химических элементов на рассматриваемой выборке плавов);

- для стали Э76ХСФ 36-38% (в среднем 37%, от -11% до +26% от значений, полученных при среднем содержании в ней основных химических элементов на рассматриваемой выборке плавов);

- для стали Э90ХАФ 34-38% (в среднем 36%, от -10% до +26% от значений, полученных при среднем содержании в ней основных химических элементов на рассматриваемой выборке плавов);

- для стали К76Ф 35-39% (в среднем 37%, от -24% до +13% от значений, полученных при среднем содержании в ней основных химических элементов на рассматриваемой выборке плавов).

На рисунках 3.9, 3.10 в качестве примера представлены ИРВ сопротивления деформации рассматриваемых рельсовых сталей для следующих значений термомеханических параметров: скорость деформации – 15 с^{-1} , температура деформации – 900°C .

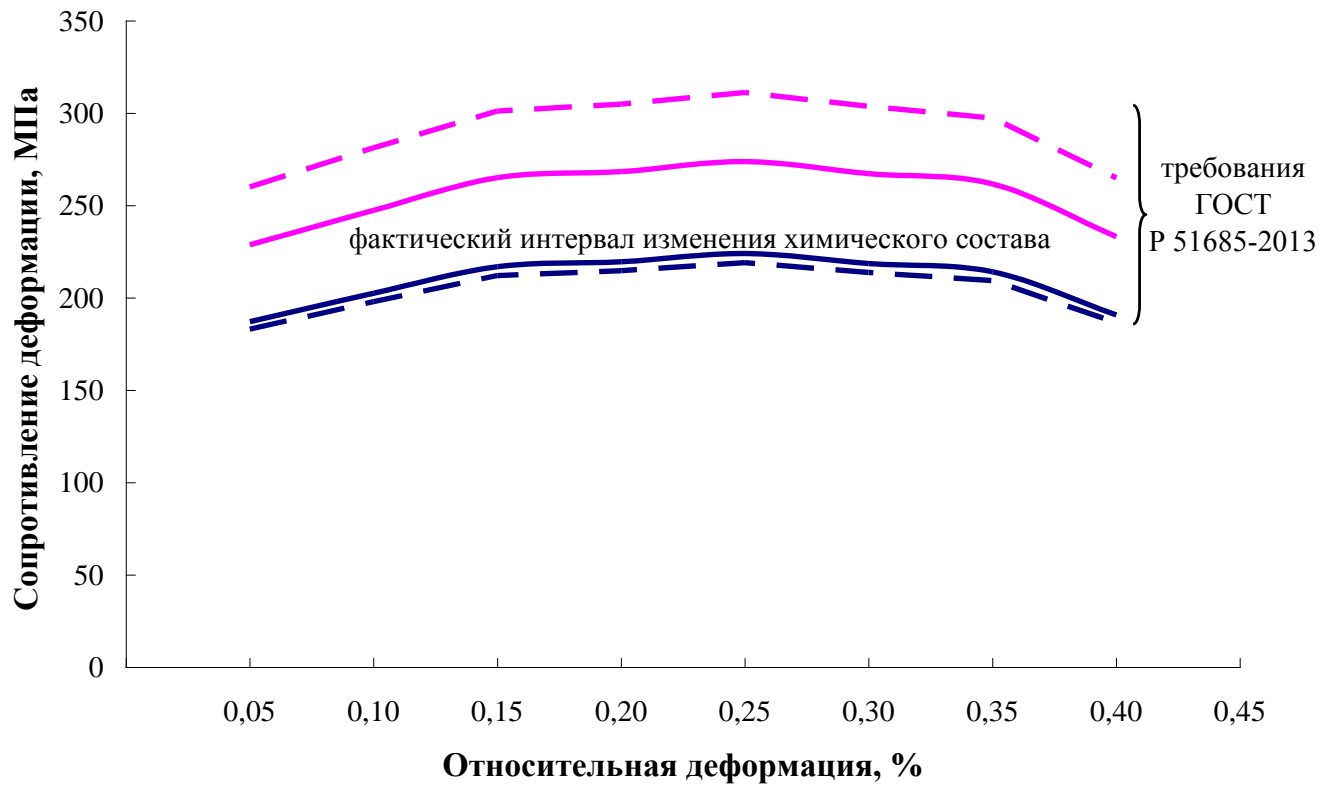
Полученные зависимости обобщены в виде базы данных, прошедшей государственную регистрацию [234].

Следует отметить, что величина ИРВ сопротивления деформации не зависит от величин и сочетания термомеханических параметров и практически одинакова для всех рассматриваемых марок стали – различия не превысили 4%.

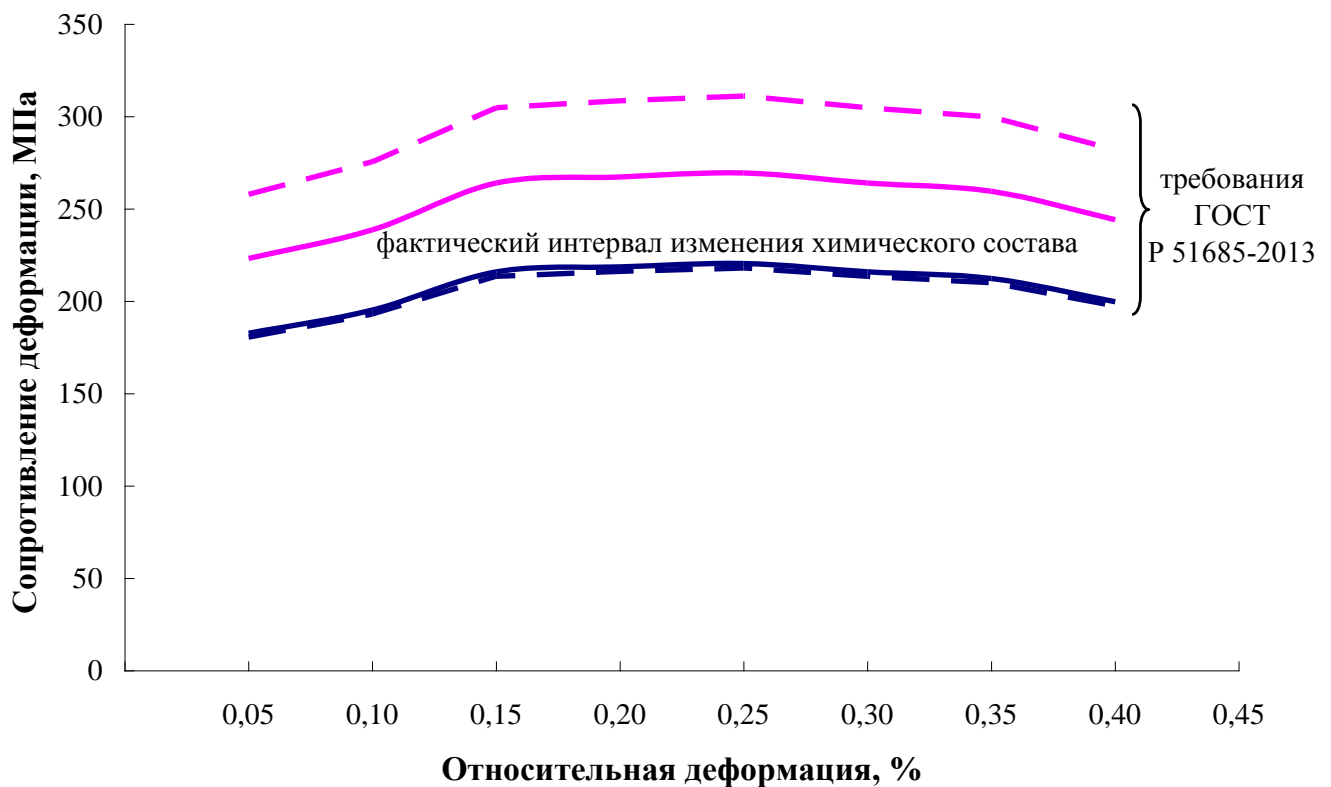
Характеризуя механизм влияния концентрации перечисленных химических элементов на сопротивление рельсовых сталей пластическому деформированию можно отметить следующие основные моменты.

Полученные данные о влиянии содержания углерода в стали на сопротивление деформации согласуются с общепринятым представлениями: повышение концентрации углерода в стали увеличивает ее прочностные характеристики, что связано с ростом относительного содержания цементита.

Фосфор, присутствуя в твердом растворе (феррите), повышает прочность и тем самым увеличивает сопротивление пластической деформации. Растворимость фосфора в железе значительно уменьшается при понижении температуры с 1,2% при высоких температурах до 0,02-0,03% при комнатной температуре, что обуславливает его склонность к сегрегации по границам зерен. Однако ввиду того, что концентрация фосфора в качественных сталях не превышает предела его растворимости, то практически весь фосфор растворен в железе.

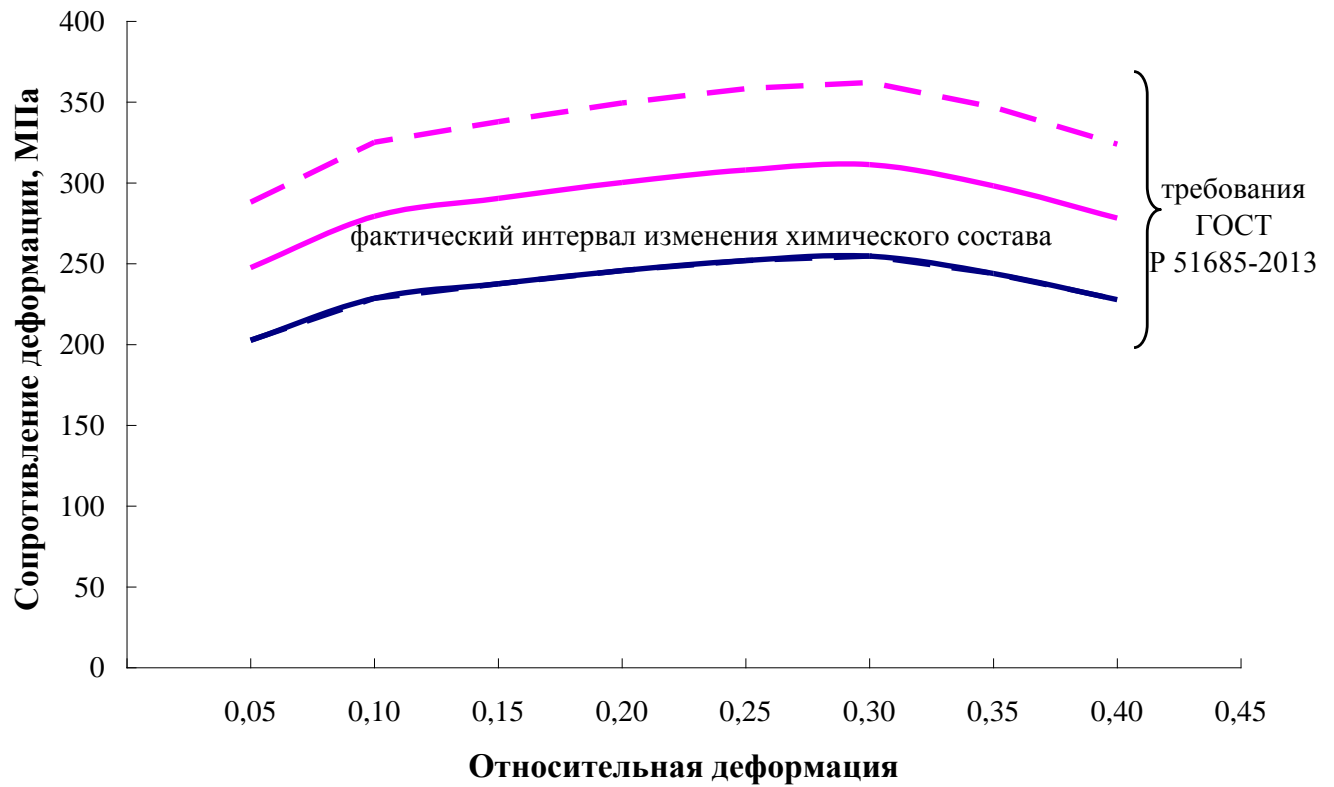


а

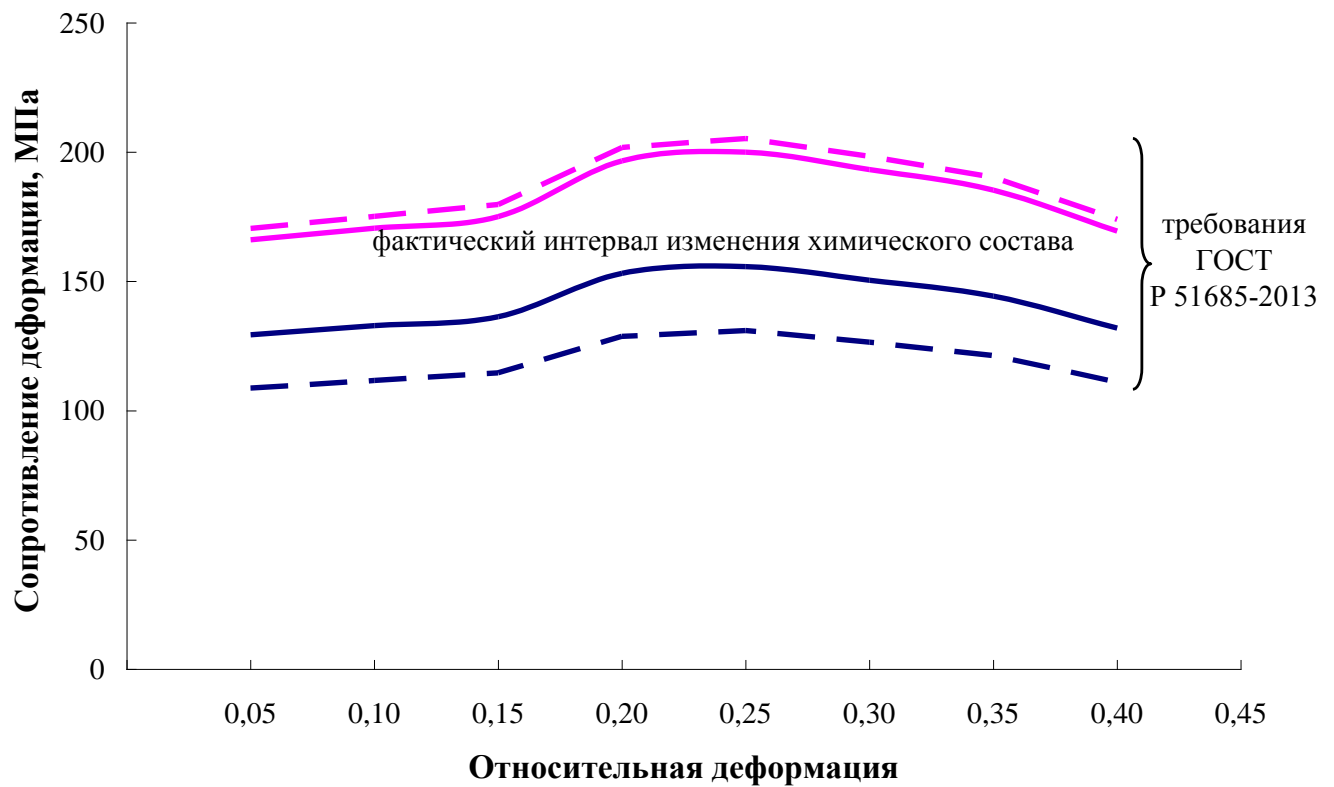


б

Рисунок 3.9 – Зависимость ИРВ сопротивления деформации рельсовых сталей марок Э76ХФ (а) и Э76ХСФ (б) от степени деформации (скорость деформации 15 с^{-1} , температура деформации 900°C)



а



б

Рисунок 3.10 – Зависимость ИРВ сопротивления деформации рельсовых сталей марок Э90ХАФ (а) и К76Ф (б) от степени деформации (скорость деформации 15 с^{-1} , температура деформации 900°C)

Растворимость серы аналогично фосфору заметно уменьшается со снижением температуры, однако в отличие от фосфора имеет значительно меньшие абсолютные значения (0,05% при температуре 1365°C, 0,013% при 1000°C и 0,002-0,003% при комнатной температуре). В результате практически вся сера выпадает по границам зерен в виде сульфидов железа или марганца при его высокой концентрации. С учетом фактического содержания марганца в рассматриваемых сталях (таблицы 3.1, 3.2), можно утверждать, что сульфиды железа практически отсутствуют, а сульфиды марганца являются преобладающим типом неметаллических включений. Сульфиды марганца в отличие от сульфидов железа не оказывают резко отрицательного влияния на пластичность стали, так как их температура плавления (1620°C) выше температуры горячей деформации. Однако, ввиду более высокой по отношению к стали температуры плавления их пластичность при горячей деформации ниже, чем пластичность основного металла. В результате сопротивление деформированию в межкристаллитных прослойках возрастает, что сказывается на общей величине сопротивления деформации

Азот при наличии в стали достаточного количества нитридообразующих элементов (Al, V, Ti) практически полностью присутствует в виде соединений с ними (нитридов, карбонитридов). Указанные неметаллические включения являются непластичными, обладают высокой твердостью и характеризуются высокой температурой плавления. Таким образом, указанные включения повышают сопротивление стали пластическому деформированию. Рассматриваемые рельсовые стали, легируются ванадием до достижения концентрации 0,03-0,11%, содержание азота составляет до 0,015% (по фактическим данным – таблица 3.2), что предопределяет наличие нитридов и карбонитридов ванадия. По данным работы [235] в высокоуглеродистой литой стали образование карбонитридов ванадия возможно даже при отсутствии легирования азотом – достаточным является остаточное содержание азота в электростали. Кроме того, по результатам металлографических исследований, приведенных в работе [28] установлено наличие в рельсах нитридов алюминия

баллов от 1 б до 3 б по ГОСТ 1078-70, несмотря на отказ от раскисления алюминием и концентрацию данного элемента в стали на уровне не более 0,004%. Отсутствие влияния азота на сопротивление пластической деформации стали марки К76Ф обусловлено низкой абсолютной концентрацией данного элемента (не более 0,007%), что является характерным для конвертерной стали.

Следует отметить, что полученные зависимости, характеризующие влияние углерода, марганца, серы и фосфора на сопротивление деформации согласуются с результатами ранее проведенных исследований для стали Э78ХСФ [236-238]. При этом влияние ванадия имеет противоположный характер (по данным указанных исследований увеличение концентрации ванадия снижает сопротивление деформации). Данный факт объясняется тем, что при проведении исследований сопротивления деформации стали Э78ХСФ не рассматривалось влияние на данный показатель содержания азота в стали. В данном случае, очевидно, в анализируемых образцах с более низким содержанием ванадия имела место повышенная концентрация азота (которая не учитывалась при проведении исследований), что и привело к искажению общей картины.

С целью проверки адекватности полученных зависимостей в условиях рельсобалочного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» проведен промышленный эксперимент [230] по прокатке рельсов из непрерывнолитых заготовок стали Э76ХФ химического состава, соответствующего условно «благоприятному» (с минимальной концентрацией углерода, марганца, ванадия, азота, серы и фосфора) и «неблагоприятному» (с максимальным содержанием указанных элементов) составам. При прокатке с использованием автоматизированной системы фиксации данных, имеющейся на стане, проводили осциллографирование параметров работы двигателей приводов черновых клетей.

Полученные результаты свидетельствуют (рисунок 3.11), что моменты на валу двигателей при прокатке рельсов из заготовок «неблагоприятного» химического состава на 21-27% превышают нагрузку на двигатели относительно прокатки заготовок условно «благоприятного» химического состава. При этом

для «неблагоприятного» режима перегруз двигателя в ряде проходов близок к предельно допустимому значению (115% от номинального значения).

Таким образом, можно сделать вывод об адекватности полученных зависимостей и необходимости учета ИРВ сопротивления пластической деформации при разработке новых режимов прокатки.

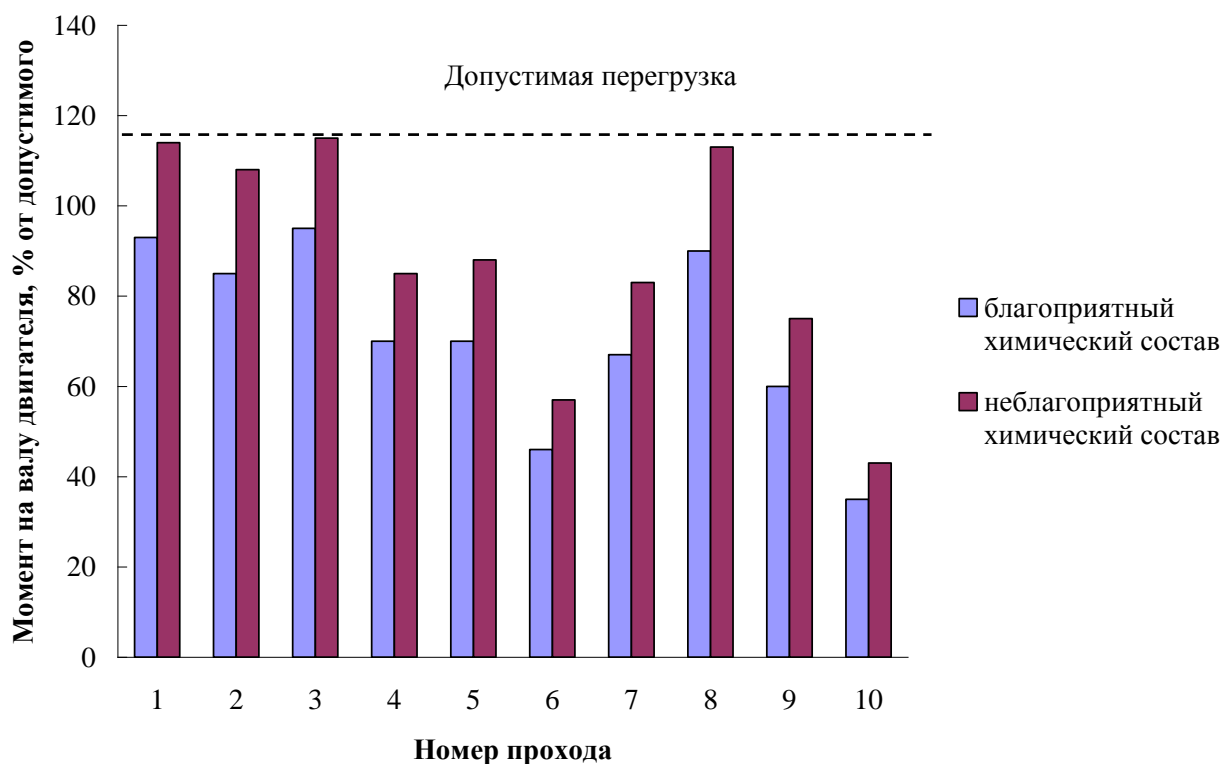


Рисунок 3.11 – Нагрузка на двигатели привода черновых клеток рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» при прокатке заготовок рельсовой стали Э76ХФ различного химического состава

3.4 Исследования влияния микроструктуры непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей на сопротивление пластической деформации

Стандартная структура непрерывнолитых заготовок крупного сечения включает в себя три основные зоны, различающиеся строением: приповерхностная корковая зона (наиболее мелкозернистая), имеющая глубину порядка 15-25 мм; зона столбчатых кристаллов, состоящая из крупных кристаллов, вытянутых направлениях перпендикулярных граням заготовок (толщина зоны составляет порядка 50-60 мм); центральная (осевая) зона,

состоящая из крупных различно ориентированных кристаллов. Указанные зоны различаются не только формой и размером зерен, но и концентрацией неметаллических включений, содержанием химических элементов (вследствие ликвационных процессов).

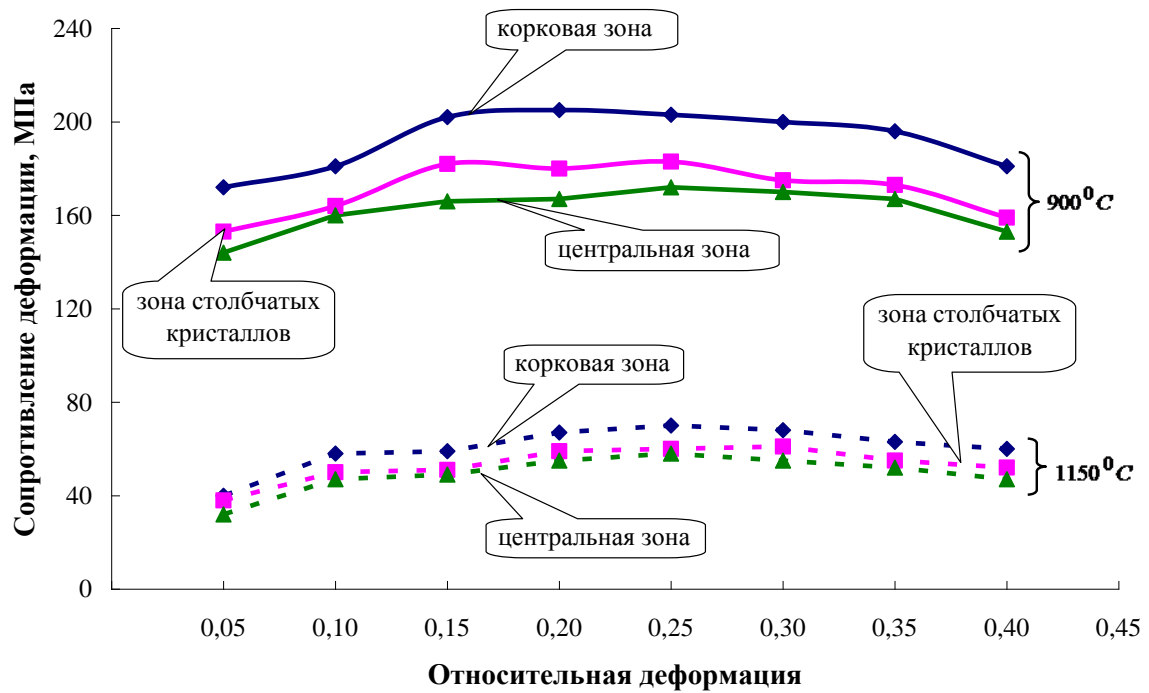
Различие микроструктуры по сечению непрерывнолитых заготовок закономерно предопределяет неравномерную деформируемость заготовок, что в свою очередь оказывает влияние на качество готового проката и энергоэффективность его производства. Целью проведенных экспериментальных исследований явилась количественная оценка неравномерности сопротивления деформации в объеме непрерывнолитых заготовок.

По результатам исследований [239] установлено, что абсолютные значения сопротивления деформации снижаются по мере удаления от поверхности к центральной зоне непрерывнолитых заготовок (рисунок 3.12). В количественном выражении сопротивление пластической деформации зоны столбчатых кристаллов в 1,12 раза ниже по отношению к корковой зоне, а для центральной зоны снижение сопротивления деформации по сравнению с корковой зоной составляет в среднем 1,18 раза.

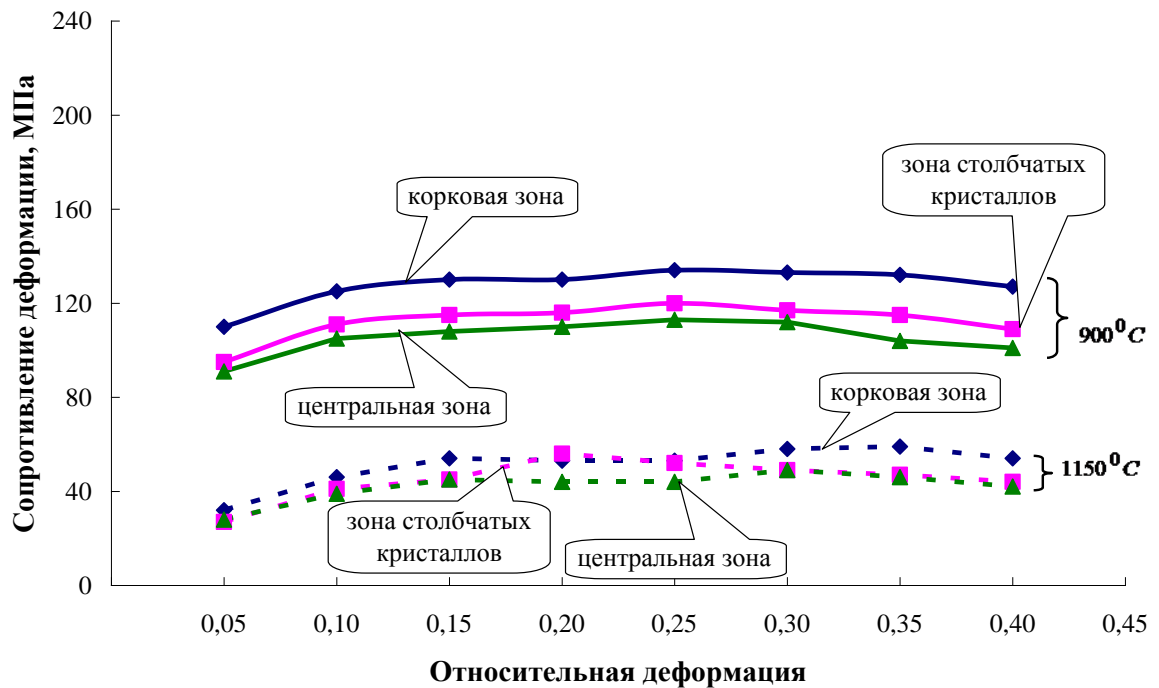
Выявленные закономерности изменения сопротивления пластическому деформированию по сечению непрерывнолитых заготовок обусловлены, в основном, различием в величине зерна. Известно, что увеличение размеров зерен снижает суммарную площадь их границ и, тем самым, облегчает выход дислокаций на указанные границы, уменьшает препятствия для вытягивания зерен при деформации.

Проведенными металлографическими исследованиями образцов непрерывнолитых заготовок стали К76Ф подтверждено увеличение среднего размера зерна от поверхности к осевой зоне непрерывнолитых заготовок. Так в корковой зоне микроструктура представлена перлитом пластинчатым с размером зерна, соответствующем преимущественно №5 и в меньшей степени – №4 по ГОСТ 5639-82 (рисунок 3.13 а). Микроструктура зоны столбчатых кристаллов

также состоит из перлита пластинчатого, при этом размер зерна представлен преимущественно №4 и в меньшей степени – №5. (рисунок 3.13 б).



а



б

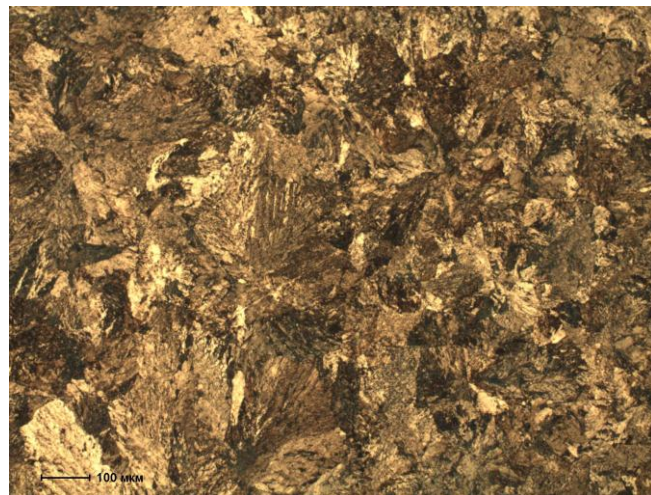
а – скорость деформации 15 с^{-1} ; б – скорость деформации 5 с^{-1}

Рисунок 3.12 – Сопротивление деформации по зонам непрерывнолитых заготовок рельсовой стали К76Ф

В центральной зоне непрерывнолитых заготовок (рисунок 3.13 в) размер зерен перлита пластинчатого составляет преимущественно №4, в меньшей степени – №3.



а



б



в

а – корковая зона; б – зона столбчатых кристаллов; в – центральная зона
Рисунок 3.13 – Микроструктура непрерывнолитых заготовок стали К76Ф

При этом по границам зерен отмечается присутствие цементита вторичного, что говорит о заэвтектоидном составе стали в данной зоне и объясняется ликвацией углерода по сечению непрерывнолитых заготовок – по данным исследований химического состава содержание углерода в центральной зоне исследуемых непрерывнолитых заготовок составило 0,84-0,85%, в поверхностной зоне – 0,78% (таблица 3.3).

Таблица 3.3 – Изменение химического состава стали по сечению непрерывнолитых заготовок стали К76Ф

Место отбора пробы	Массовая доля элементов, %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	V	Mo	Nb	S	P
Корковая зона	0,78	0,26	1,04	0,08	0,04	0,01	0,002	0,085	0,005	0,004	0,016	0,015
	0,78	0,27	1,03	0,08	0,05	0,02	0,001	0,086	0,005	0,003	0,017	0,017
Зона столбчатых кристаллов	0,83	0,26	1,04	0,08	0,05	0,01	0,003	0,088	0,004	0,003	0,014	0,016
	0,82	0,27	1,02	0,08	0,05	0,01	0,001	0,086	0,003	0,003	0,015	0,014
Центральная зона	0,84	0,27	1,05	0,08	0,05	0,01	0,003	0,092	0,005	0,003	0,016	0,015
	0,85	0,27	1,04	0,08	0,05	0,01	0,003	0,089	0,006	0,003	0,013	0,015

Увеличение содержания углерода, как показано выше обуславливает повышение сопротивления деформации, что несколько нивелировало эффект от увеличения размера зерна. Некоторый нивелирующий эффект также оказала повышенная концентрация неметаллических включений в центральной зоне.

3.5 Исследования горячей пластичности рельсовых сталей различного химического состава

Исследования проводили в два этапа. На первом этапе исследовали закономерности изменения пластичности рельсовой стали марки К76Ф от температуры деформации, на втором этапе – зависимости максимальной пластичности рельсовых сталей марок К76Ф, Э76Ф, Э76ХФ и Э90ХАФ от их химического состава при различных скоростях деформации.

Выбор указанного алгоритма проведения исследования обоснован следующим образом. Зависимости пластичности от температуры деформации для сталей марок Э76ХФ и Э90ХАФ ранее получены в рамках диссертационной работы А.С. Симачева [28], в частности установлены температуры максимальной пластичности вышеприведенных марок рельсовых сталей. Однако при этом в рамках указанной работы не проводились исследования влияния их химического состава и скорости деформации на критерий пластичности, в то время как по

результатам исследования сопротивления пластической деформации указанных сталей (разделы 3.2, 3.3 данной работы) и согласно имеющимся литературным данным, эти параметры оказывают значительное влияние на пластические характеристики рельсовых сталей. Проведение исследований пластичности для сталей марок Э76ХСФ и К76Ф, отличающихся химическим составом и микроструктурой, и, как следствие, деформационными характеристиками (что подтверждено результатами исследований сопротивления пластической деформации – разделы 3.3, 3.4 данной работы), позволило расширить диапазон изменения анализируемых параметров, оказывающих влияние на пластичность рельсовых сталей.

По результатам экспериментальных исследований пластичности стали К76Ф установлено (рисунок 3.14), что при увеличении температуры деформации в интервале 900-1150°С для корковой зоны и 900-1100°С для остальных зон кристаллизации непрерывнолитых заготовок критерий пластичности возрастает, после чего происходит значительное его снижение. При этом наиболее выраженный максимум пластичности характерен для корковой зоны.

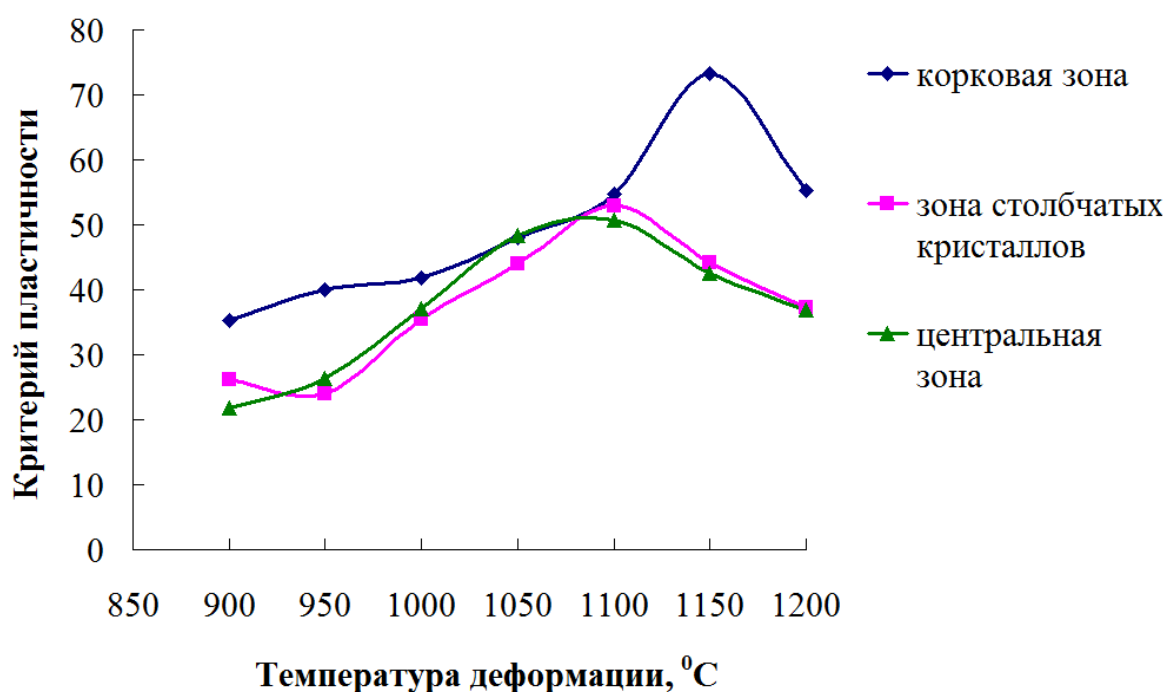


Рисунок 3.14 – Зависимость пластичности непрерывнолитых заготовок стали марки К76Ф от температуры деформации

Исследованиями влияния химического состава сталей К76Ф, Э76ХФ, Э76ХСФ и Э90ХАФ и температуры их деформации на максимальную пластичность установлен аналогичный характер зависимостей для всех исследуемых марок рельсовых сталей [240]. В рассматриваемых пределах содержания химических элементов значимое влияние на критерий пластичности оказывает концентрация углерода, азота, ванадия, серы и фосфора в сталях – повышение содержания всех указанных элементов приводит к снижению пластичности. При этом с увеличением скорости деформации вне зависимости от химического состава сталей критерий пластичности уменьшается.

Полученные уравнения регрессии имеют вид:

- сталь Э76ХФ, скорость деформации 1 с^{-1} :

$$\Lambda_p = 141,1 - 79,8 \cdot [C] - 116,4 \cdot [V] - 1844,5 \cdot [N] - 680,1 \cdot [S] - 727,8 \cdot [P] \quad (3.11)$$

- сталь Э76ХФ, скорость деформации 10 с^{-1} :

$$\Lambda_p = 124,5 - 73,2 \cdot [C] - 109,4 \cdot [V] - 1750,6 \cdot [N] - 711,3 \cdot [S] - 835,7 \cdot [P] \quad (3.12)$$

- сталь Э76ХСФ, скорость деформации 1 с^{-1} :

$$\Lambda_p = 129,8 - 68,2 \cdot [C] - 99,3 \cdot [V] - 2357,4 \cdot [N] - 503,1 \cdot [S] - 611,4 \cdot [P] \quad (3.13)$$

- сталь Э76ХСФ, скорость деформации 10 с^{-1} :

$$\Lambda_p = 115,7 - 43,2 \cdot [C] - 78,3 \cdot [V] - 2034,6 \cdot [N] - 493,5 \cdot [S] - 451,8 \cdot [P] \quad (3.14)$$

- сталь Э90ХАФ, скорость деформации 1 с^{-1} :

$$\Lambda_p = 76,7 - 30,2 \cdot [C] - 57,1 \cdot [V] - 873,9 \cdot [N] - 321,5 \cdot [S] - 433,6 \cdot [P] \quad (3.15)$$

- сталь Э90ХАФ, скорость деформации 10 с^{-1} :

$$\Lambda_p = 71,1 - 32,4 \cdot [C] - 63,6 \cdot [V] - 801,4 \cdot [N] - 299,8 \cdot [S] - 322,4 \cdot [P] \quad (3.16)$$

- сталь К76Ф, скорость деформации 1 с^{-1} :

$$\Lambda_p = 153,3 - 60,5 \cdot [C] - 52,5 \cdot [V] - 2032,4 \cdot [N] - 511,8 \cdot [S] - 632,1 \cdot [P] \quad (3.17)$$

- сталь К76Ф, скорость деформации 10 с^{-1} :

$$\Lambda_p = 129,4 - 57,3 \cdot [C] - 42,1 \cdot [V] - 2224,7 \cdot [N] - 617,8 \cdot [S] - 735,4 \cdot [P] \quad (3.18)$$

Механизм влияния концентрации углерода, азота, ванадия, серы и фосфора в рельсовых сталях на их пластические и деформационные свойства подробно представлен в разделе 3.3 данной работы. Так снижение пластичности стали при увеличении содержания углерода обусловлено выделением цементита Fe_3C по границам зерен. Повышение содержания ванадия и азота в стали приводит к увеличению концентрации карбидов и карбонитридов ванадия, что снижает ее пластические свойства. Влияние серы и фосфора на пластичность связано с выпадением сульфидов и фосфидов по границам зерен при кристаллизации стали, обусловленным значительным снижением растворимости данных элементов.

С целью оценки количественного влияния концентрации вышеперечисленных химических элементов на максимальную пластичность рельсовых сталей исследуемых марок проведен вычислительный эксперимент. С использованием полученных уравнений регрессии рассчитаны прогнозные значения пластичности сталей Э76ХФ и Э90ХАФ по методике, сущность которой заключается в изменении содержания одного элемента при неизменном среднем содержании остальных элементов в рамках рассматриваемого интервала.

По полученным данным (рисунки 3.15-3.19) в количественном отношении наибольшее влияние на максимальную горячую пластичность рельсовых сталей оказывает содержание азота. Влияние углерода, ванадия, серы и фосфора выражено менее значительно, несмотря на заметно более широкий интервал изменения содержания данных элементов (за исключением ванадия), что также свидетельствует в пользу превалирующего влияния азота на пластичность стали. Так фактический интервал изменения содержания углерода охватывает практически весь диапазон изменения его концентрации согласно ГОСТ; диапазон изменения содержания серы достигает 0,010% и 0,011%, при этом верхний предел близок к максимально допустимой концентрации согласно требований ГОСТ (0,020%).

Полученные данные свидетельствуют (рисунки 3.15-3.19), что при увеличении скорости деформации с 1 с^{-1} до 10 с^{-1} максимальная пластичность всех исследуемых сталей при прочих равных условиях значительно снижается.

Данный факт объясняется тем, что при увеличении скорости деформации происходит уменьшение времени протекания процесса рекристаллизации и, следовательно, увеличивается упрочнение стали.

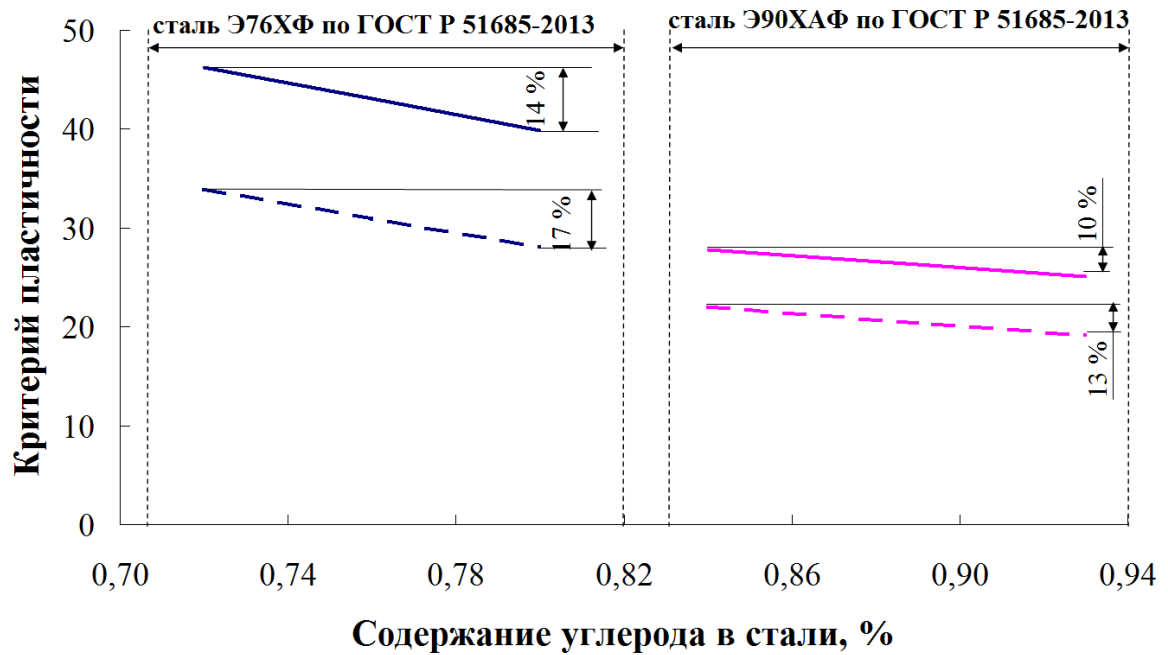


Рисунок 3.15 – Влияние содержания углерода в рельсовых сталях на их максимальную пластичность

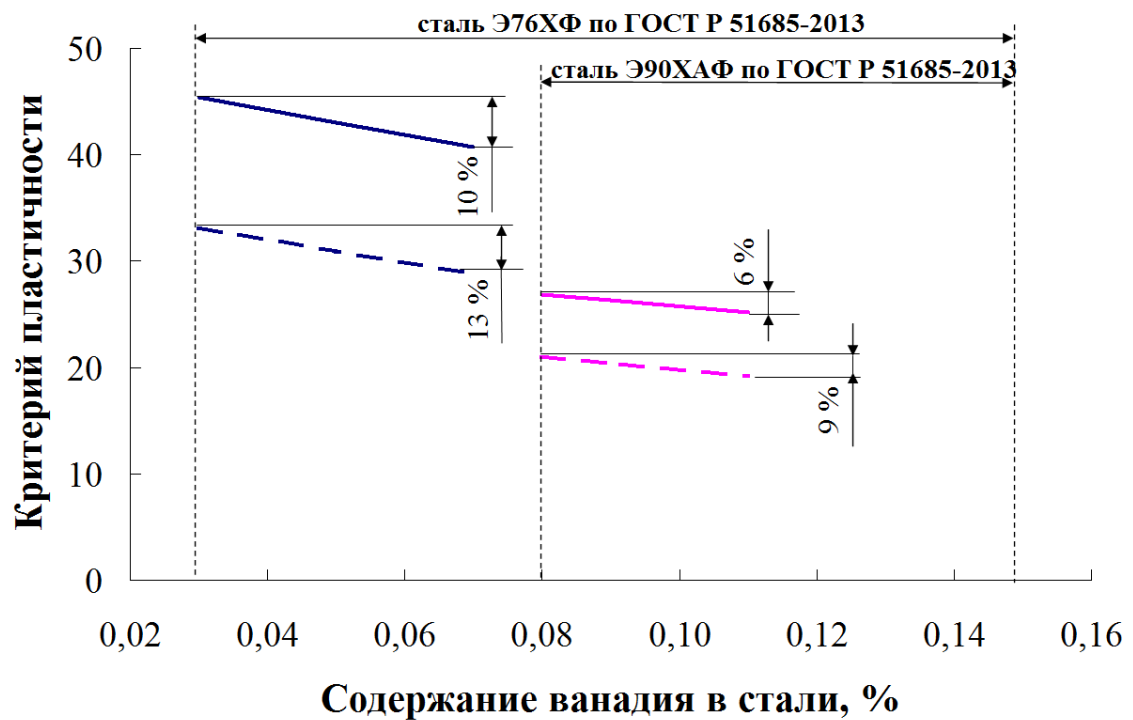


Рисунок 3.16 – Влияние содержания ванадия в рельсовых сталях на их максимальную пластичность

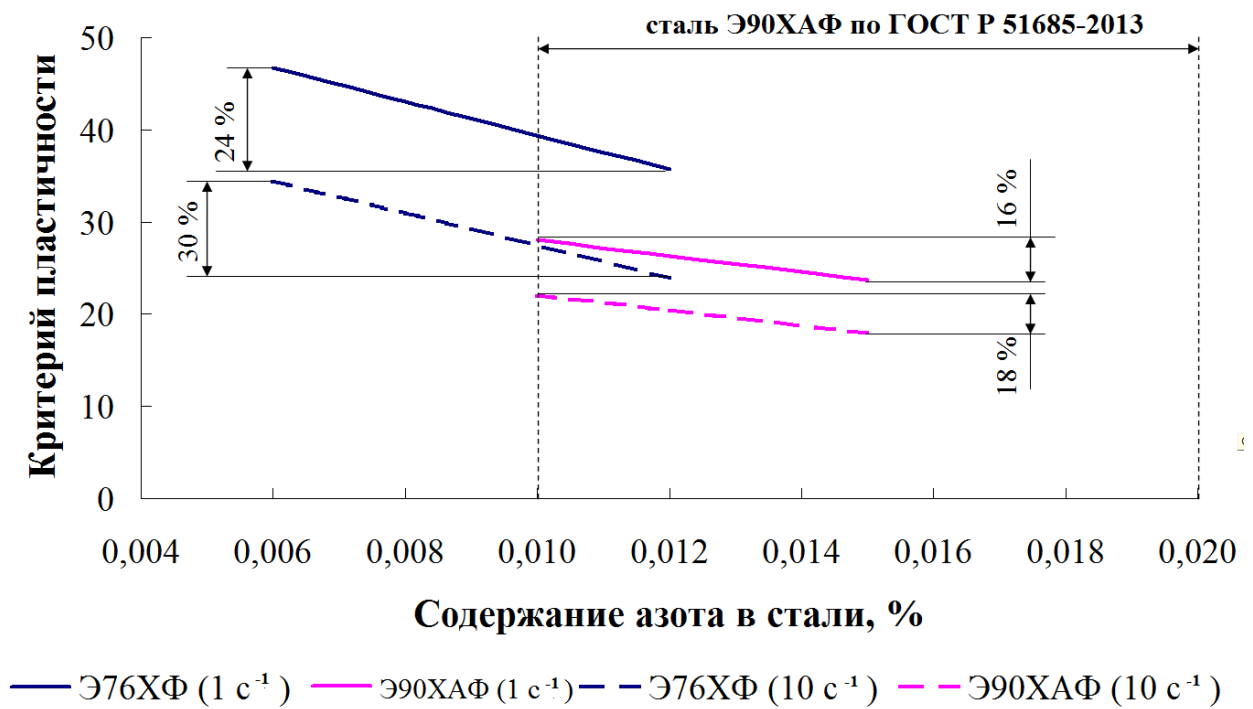


Рисунок 3.17 – Влияние содержания азота в рельсовых сталях на их максимальную пластичность

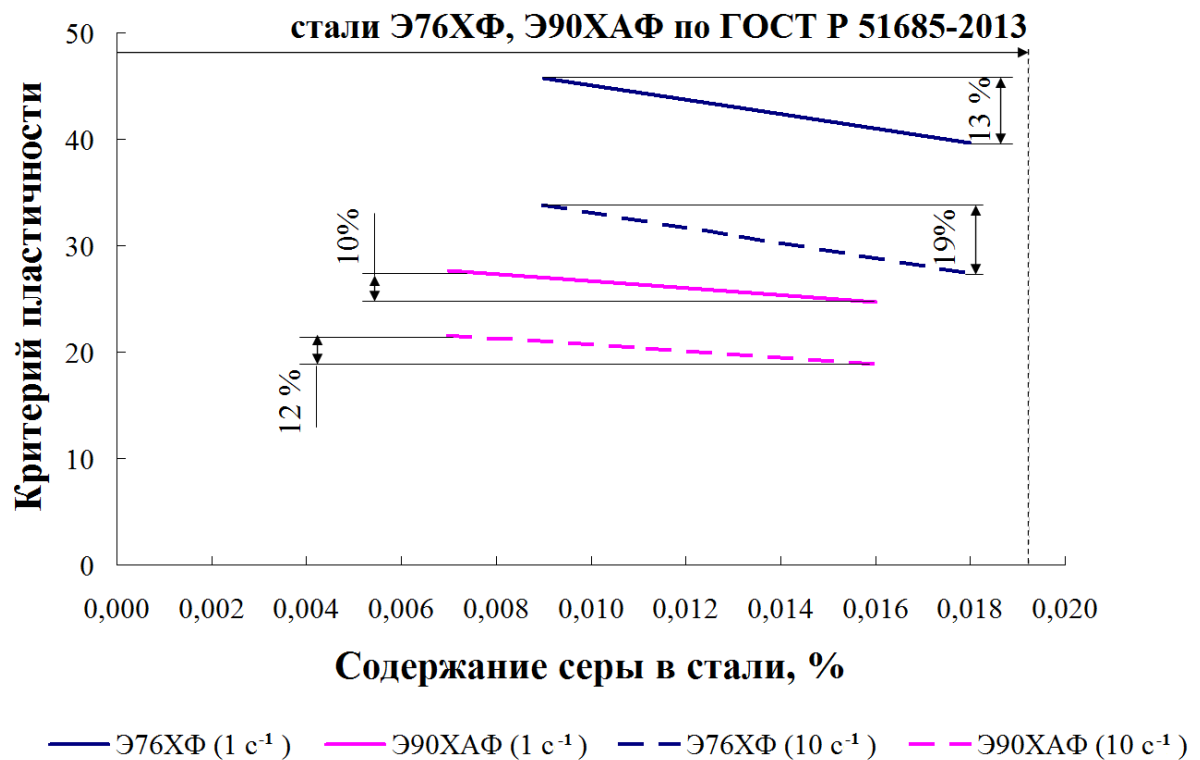


Рисунок 3.18 – Влияние содержания серы в рельсовых сталях на их максимальную пластичность

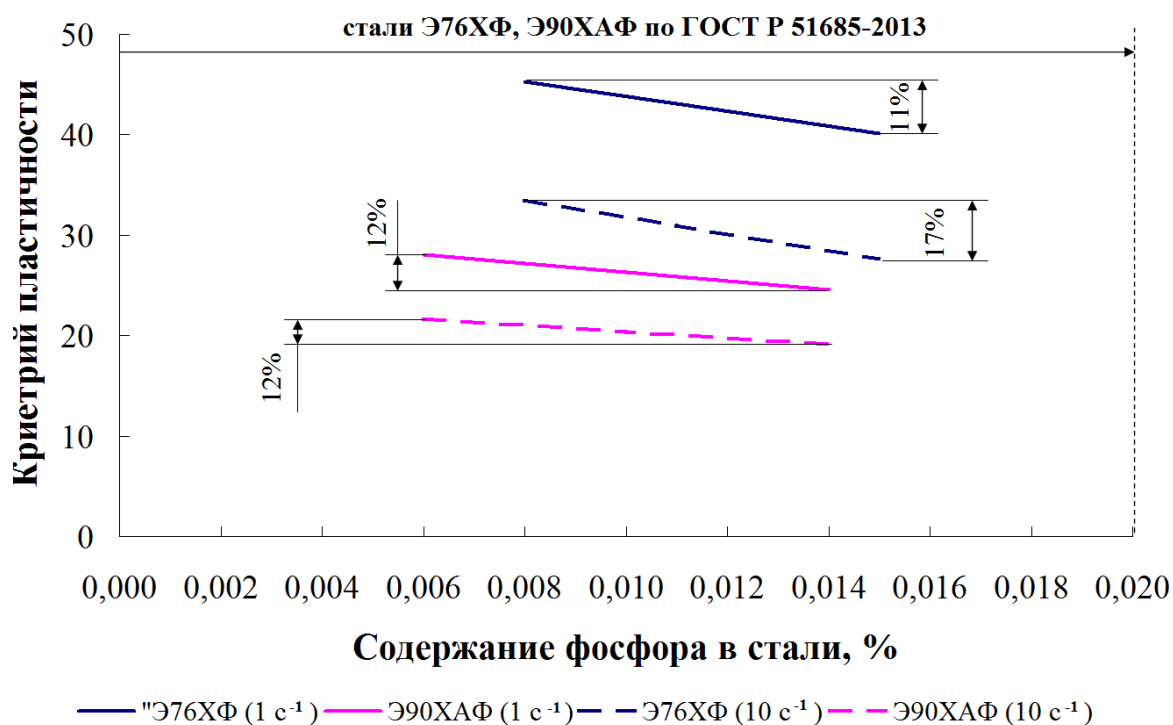


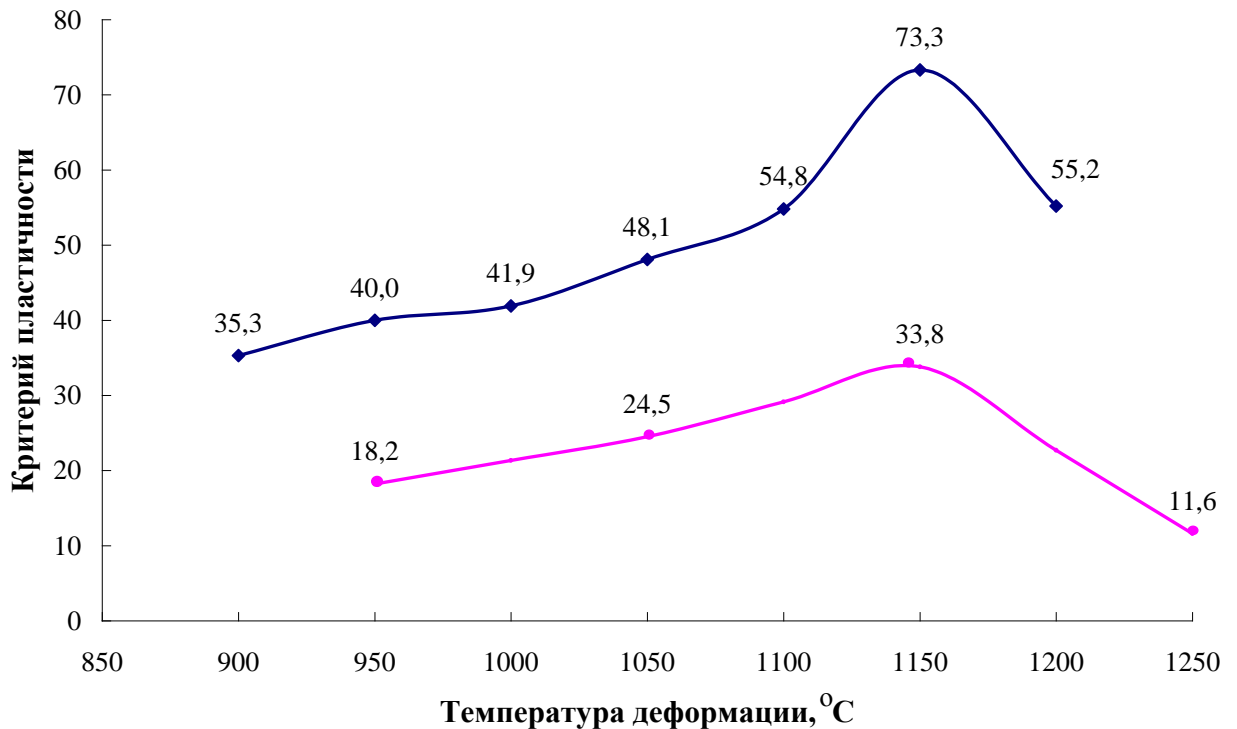
Рисунок 3.19 – Влияние содержания фосфора в рельсовых сталях на их максимальную пластичность

В количественном выражении уменьшение максимальной пластичности при увеличении скорости деформации от 1 с⁻¹ до 10 с⁻¹ составляет:

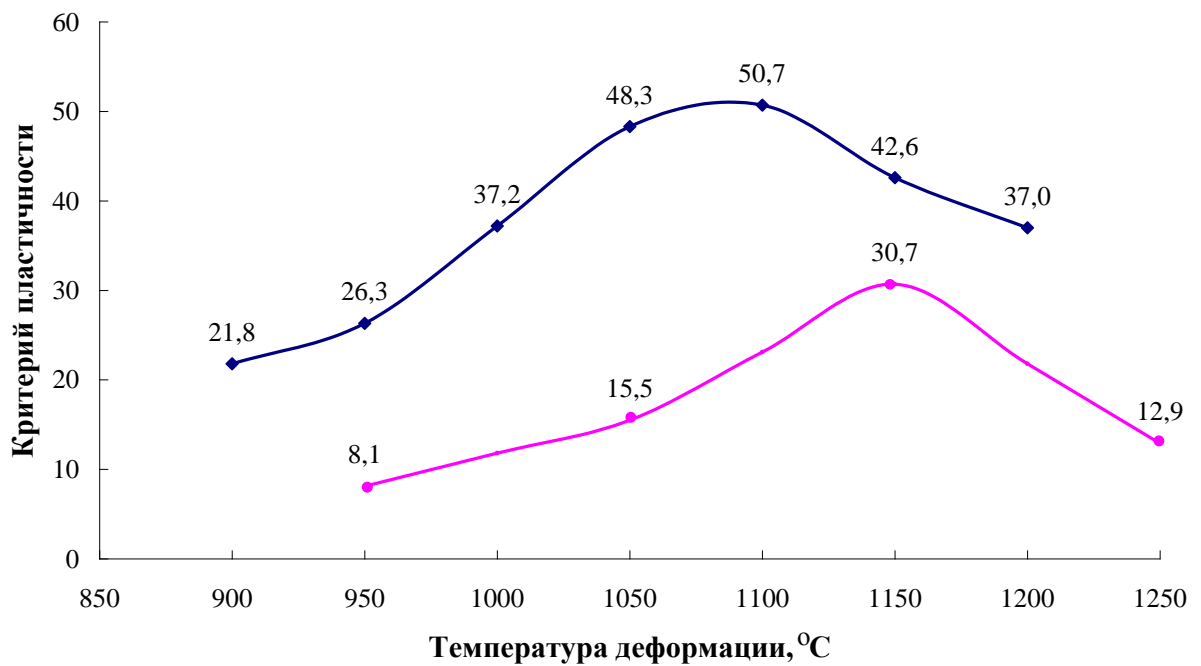
- для стали марки Э76ХФ – 27-33%;
- для стали марки Э76ХСФ – 29-34%;
- для стали марки Э90ХАФ – 21-24%;
- для стали марки К76Ф – 31-36%.

Следует отметить, что абсолютные значения критерия пластичности для стали марки К76Ф значительно выше по отношению к результатам, полученным для стали Э76Ф (по результатам работы [28]) – рисунок 3.20. При этом данный факт имеет место несмотря на то, что согласно требований ГОСТ Р 51685-2013 указанные стали имеют одинаковые допустимые концентрации основных химических элементов.

По результатам сравнительного анализа фактического химического состава анализируемых непрерывнолитых заготовок сталей указанных марок установлено, что в стали Э76Ф имеет место повышенное относительно стали К76Ф содержание азота и примесей цветных металлов (медь, хром и никель).



а



— Сталь K76Ф — Сталь Э76Ф (по данным работы [28])

б

а – корковая зона; б – центральная зона

Рисунок 3.20 – Сравнительный анализ пластичности непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей марок K76Ф и Э76Ф

Указанные отличия характерны для электроласти по сравнению со сталью, выплавленной в кислородном конвертере. Так высокая температуры

электрической дуги способствует насыщению расплава азотом, а повышенная доля лома в исходной металлошихте приводит к увеличению концентрации примесей цветных металлов. Также в стали Э76Ф выявлено пониженное относительно стали К76Ф содержание ванадия – в стали Э76Ф ближе к нижнему пределу требований ГОСТ Р 51685-2013, а в стали К76Ф – ближе к верхнему пределу требований.

Как показано выше, увеличение содержания азота и ванадия приводит к снижению пластичности; при этом влияние азота на пластичность выражено более заметно в абсолютном выражении. Таким образом, повышенную пластичность стали К76Ф по сравнению со сталью Э76Ф можно частично объяснить большей концентрацией азота.

С целью более полного раскрытия механизмов формирования высокой пластичности стали К76Ф проведены исследования микроструктуры указанной стали и ее сравнительный анализ с микроструктурой стали марки Э76Ф. Установлено, что загрязненность непластичными неметаллическими включениями непрерывнолитых заготовок стали К76Ф, из которых изготавливались образцы для проведения испытаний на горячую пластичность, значительно ниже по сравнению с заготовками стали Э76Ф (таблица 3.4).

Таблица 3.4 – Сравнительный анализ микроструктуры непрерывнолитых заготовок сталей марок К76Ф и Э76Ф

Тип включений	Неметаллические включения по зонам непрерывнолитых заготовок, балл по ГОСТ 1070-78					
	корковая зона		зона столбчатых кристаллов		центральная зона	
	К76Ф	Э76Ф	К76Ф	Э76Ф	К76Ф	Э76Ф
Оксиды точечные	1 а	1 б	2 а, 3 а	2 б, 4 б	4 а	2 а, 3 б, 5 а
Оксиды строчечные	-	-	-	-	3 б	-
Силикаты недеформирующиеся	1 а, 1 б	2 б	1 а, 3 б	1 б, 4 а	2 а, 3 б	1 б, 4 б, 5 а
Силикаты пластичные	1 а	-	-	-	-	-
Силикаты хрупкие	-	-	-	-	-	3 б, 4 б
Сульфиды	-	-	1 б	-	2 б	1 б, 2 б, 4 а
Нитриды алюминия	-	1 б	-	-	-	-

Таким образом, помимо различий фактического химического состава сталей К76Ф и Э76Ф значительное влияние на повышенную пластичность непрерывнолитых заготовок стали К76Ф оказала меньшая их загрязненность непластичными неметаллическими включениями.

3.6 Выводы

1. По результатам экспериментальных исследований сопротивления пластической деформации рельсовых сталей марок Э76ХФ, Э76ХСФ, Э90ХАФ, К76Ф при сочетании термомеханических параметров деформации, соответствующих условиям прокатки на промышленных рельсобалочных и сортовых станах (относительная деформация 0,05-0,40, температура деформации 900-1150°C, скорость деформации 5-15 с⁻¹) определены следующие закономерности:

- при увеличении относительной деформации СПД всех исследуемых сталей изменяется по параболическому закону с достижением максимума при степенях деформации в интервале 0,20-0,30 независимо от температуры и скорости деформации; наличие максимума на кривых текучести исследуемых рельсовых сталей обусловлено протеканием динамической рекристаллизации, что подтверждено металлографическими исследованиями;

- снижение температуры и повышение скорости деформации при одной и той же степени деформации обуславливает увеличение СПД для всех марок анализируемых сталей;

- увеличение содержания углерода, марганца, ванадия, азота, серы и фосфора в пределах фактического изменения их концентраций для всех рассматриваемых рельсовых сталей обуславливает повышение сопротивления пластической деформации; при этом наибольшее в количественном выражении влияние на СПД оказывает азот;

- СПД рельсовых сталей снижается по мере удаления от поверхности к центральной зоне непрерывнолитых заготовок, что обусловлено увеличением

размеров зерен; при этом повышенная концентрация неметаллических включений и повышенное содержание углерода в центральной зоне непрерывнолитых заготовок несколько нивелирует влияние размеров зерен на СПД.

2. Экспериментальными исследованиями установлены основные закономерности влияния температурно-скоростных условий деформации и химического состава рельсовых сталей вышеперечисленных марок на их горячую пластичность:

- максимальный критерий пластичности стали К76Ф имеет место при температуре деформации 1100°C; при этом указанная сталь обладает значительно более высокой пластичностью по сравнению со сталью Э76Ф аналогичного по содержанию основных химических элементов состава, что обусловлено более низкой концентрацией непластичных неметаллических включений и пониженным содержанием азота;

- в фактических пределах изменения содержания химических элементов для всех исследуемых рельсовых сталей увеличение концентрации углерода, азота, ванадия серы и фосфора приводит к снижению максимальной пластичности, при этом с увеличением скорости деформации критерий пластичности уменьшается вне зависимости от химического состава сталей;

3. Полученные закономерности влияния термомеханических параметров и химического состава рельсовых сталей на их сопротивление пластической деформации и критерий пластичности обобщены в виде уравнений регрессии, что дает возможность их практического применения при совершенствовании режимов прокатки указанных сталей.

4 Исследования процессов образования и трансформации дефектов при прокатке рельсовых сталей в калибрах различной формы

4.1 Методика исследований

Необходимость получения количественных зависимостей параметров, отражающих взаимосвязь вероятности образования и выкатываемости дефектов с измеряемыми технологическими параметрами прокатки, в рамках данной работы обусловлена их использованием в качестве исходной информации при совершенствовании режимов прокатки рельсовых сталей.

Как показано выше, показателем, характеризующим вероятность образования дефектов, является степень использования запаса пластичности (СИЗП). Наиболее эффективным методом определения данного показателя на сегодняшний день является математическое моделирование с использованием специализированных программных комплексов. Количественная оценка выкатываемости дефектов предполагает использование коэффициентов, характеризующих изменение геометрических параметров дефектов после деформации; при этом для анализа указанного изменения предпочтительно применять методики физического моделирования в условиях лабораторных или промышленных прокатных станов. В свою очередь необходимым условием для оценки влияния выкатываемости дефектов на качество готового проката является наличие данных об относительном распределении дефектов готового проката в зависимости от их происхождения (сталеплавильные, прокатные). Указанное разделение дефектов по происхождению в свою очередь требует проведения металлографических исследований характерных дефектов и проведения статистических исследований влияния параметров указанных переделов на качество поверхности и макроструктуры готового проката.

В соответствии с вышесказанным исследования проводили в три этапа:

- моделирование напряженно-деформированного состояния (НДС) металла в процессе прокатки рельсовой стали в калибрах различной формы;
- лабораторные исследования образования и трансформации дефектов при прокатке в калибрах различной формы методами физического моделирования;
- исследования происхождения характерных дефектов готового проката.

Моделирование НДС металла проводили с использованием программного комплекса «DEFORM-2D». В качестве объектов исследований использовали стали марок Э76ХФ, Э90ХАФ и К76Ф, выбор которых обусловлен их использованием для массового производства рельсов ведущими производителями рельсовой продукции в России – АО «ЕВРАЗ ЗСМК» и ПАО «Мечел». При проведении моделирования использованы ранее полученные в рамках данной работы (раздел 3) экспериментальные зависимости СПД от термомеханических параметров деформации (температура, скорость и степень деформации), что позволило повысить точность получаемых результатов. Указанный факт обусловлен тем, что в программном комплексе «DEFORM-2D» в библиотеке данных имеются деформационные характеристики ограниченного количества марок сталей и выбор из их числа стали наиболее близкого к исследуемым маркам химического состава приведет к значительной погрешности данных. Как показано в разделе 3 данной работы варьирование химического состава стали даже в рамках интервала, оговоренного в нормативной документации для конкретной марки, приводит к значительным изменениям сопротивления пластической деформации (до 30%). Также при проведении моделирования процессов деформации металла в калибрах использовали полученные закономерности изменения СПД по сечению исходных заготовок. Принятие допущения об однородности и изотропности исходного материала привело бы к значительному увеличению погрешности полученных данных. В качестве допущений приняли, что материал валков является несжимаемым, а процесс прокатки – симметричным (за исключением калибров сложной формы, используемых для прокатки рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана).

Коэффициент трения приняли изменяющимся по формуле Гелей:

$$\mu = 1,05 - 0,0005 \cdot t - 0,056 \cdot V, \quad (4.1)$$

где t – температура прокатки, °С;

V – скорость прокатки, м/с.

При построении конечно-элементной сетки количество элементов составило 180845, узлов – 40089.

Моделирование проводили для условий:

- прокатки железнодорожных рельсов Р65 и заготовок сечением 150×150 мм в черновых клетях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»;
- прокатки заготовок диаметром 60 мм на сортовом стане ОАО «Гурьевский металлургический завод»;
- прокатки шаров диаметром 60 мм на стане поперечно-винтовой прокатки ОАО «Гурьевский металлургический завод».

Характеристики режимов прокатки вышеперечисленных профилей представлены на рисунке 4.1 и в таблицах 4.1-4.3.

Выбор указанных объектов моделирования подробно обоснован в разделе 2 данной работы.

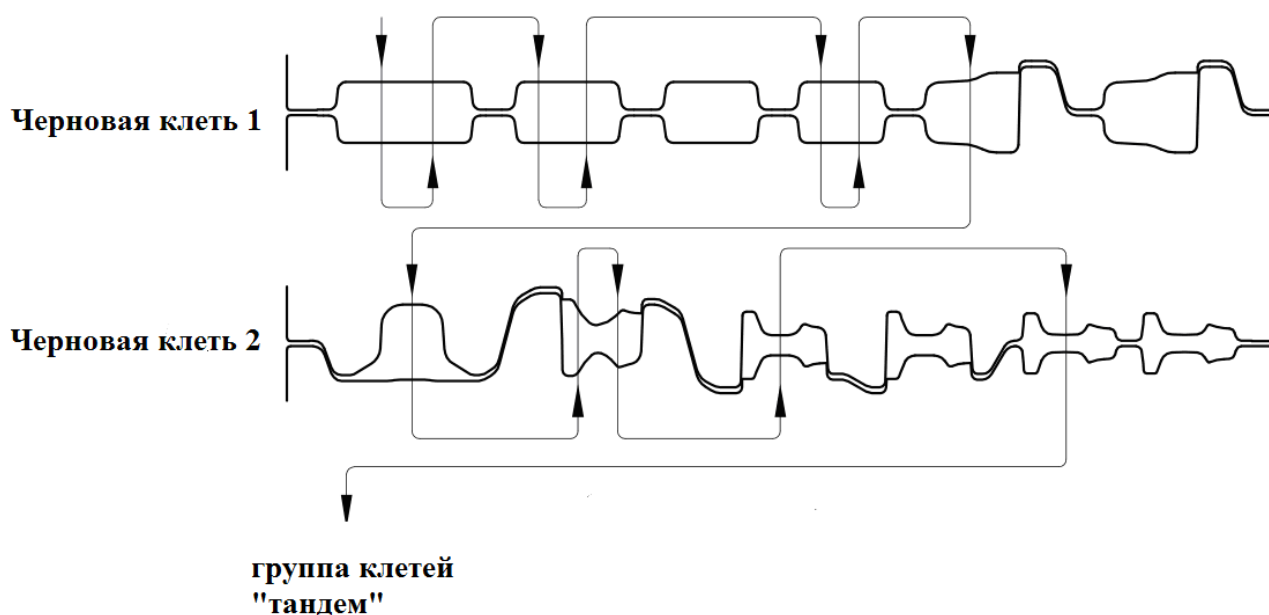


Рисунок 4.1 – Схема прокатки железнодорожных рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (базовый режим)

Таблица 4.1 – Режим прокатки железнодорожных рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (базовый)

Номер черновой клетки	Номер прохода	Форма калибра	Сечение раската, мм		Обжатие, мм	Скорость прокатки, м/с
			высота	ширина		
заготовка			300	360		
кантовка на 90°						
1	1	ящичный	305	310	55	3,0
	2	ящичный	257	320	48	3,5
	кантовка на 90°					
	3	ящичный	260	267	60	4,0
	4	ящичный	215	277	45	3,8
	кантовка на 90°					
	5	ящичный	257	220	20	4,0
	6	ящичный	232	225	25	4,0
	кантовка на 90°					
	7	лежачая трапеция	210	246	15	5,0
кантовка на 90°						
2	1	трапеция	200,5	250	45,5	4,7
	2	рельсовый	194,5	250	6	4,0
	кантовка на 90°					
	3	рельсовый	80	215,3	90	3,5
	4	рельсовый	55	222,9	25	4,0
	5	рельсовый	43	234	12	5,0

Таблица 4.2 – Режим прокатки заготовок сечением 150×150 мм на рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (базовый)

Номер черновой клетки	Номер прохода	Форма калибра	Сечение раската, мм		Обжатие, мм	Скорость прокатки, м/с
			высота	ширина		
заготовка			300	365		
кантовка на 90°						
1	1	ящичный	300	312	65	2,5
	2	ящичный	253	322	47	3,5
	кантовка на 90°					
	3	ящичный	260	263	62	4,5
	4	ящичный	205	273	55	4,5
	кантовка на 90°					
	5	ящичный	217	213	56	4,5
	6	ящичный	180	221	37	4,5
	кантовка на 90°					
7	ящичный	160	188	61	5,0	
кантовка на 90°						
2	1	ящичный	177	166	11	4,0
	2	ящичный	145	172	32	4,5
	кантовка на 90°					
	3	ящичный	149	150	23	5,0

Таблица 4.3 – Режим прокатки заготовок диаметром 60 мм на ОАО «ГМЗ» (базовый)

Наименование клетей	Номер прохода	Форма калибра	Сечение раската, мм		Обжатие, мм
			высота	ширина	
заготовка			150	150	
Обжимная клеть 700	1	ящичный	136	154	14
	2	ящичный	114	160	22
	кантовка на 90°				
	3	ящичный	117	134	43
	4	ящичный	95	138	22
	кантовка на 90°				
	5	ящичный	98	104	40
Клеть 1 (стан 500)	1	ящичный	70	116,6	34
	2	ящичный	54	124	16
	кантовка на 90°				
	3	ребровой овал	85	77	44
кантовка на 90°					
Клеть 2 (стан 500)	1	овал	61	98	16
	кантовка на 90°				
	2	ребровой овал	70	66	28
кантовка на 90°					
Клеть 3 (стан 500)	1	овал	54	84	12
кантовка на 90°					
Клеть 4 (стан 500)	1	круг	59,8	59,8	24,2

В ходе проведения первого этапа исследований последовательно провели моделирование распределения критерия Кокрофта-Лэтэма и неравномерности распределения температурных полей по сечению раскатов.

В качестве параметра, характеризующего напряженно-деформированное состояние металла при прокатке, использовали критерий Кокрофта-Лэтэма, рассчитываемый по формуле:

$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \frac{\sigma^*}{\sigma} d\bar{\varepsilon}, \quad (4.2)$$

где $\bar{\varepsilon}$ – накопленная пластическая деформация;

$d\bar{\varepsilon}$ – приращение накопленной деформации;

σ^* – максимальное главное растягивающее напряжение;

$\bar{\sigma}$ – интенсивность напряжений.

Необходимость проведения исследований распределения температурных полей в процессе прокатки обусловлена значительным влиянием температуры на деформируемость металла. Различие температуры по сечению раската обуславливает неравномерность его деформации в процессе прокатки и приводит к формированию менее благоприятных схем напряженно-деформированного состояния металла, что, в свою очередь увеличивает вероятность образования дефектов проката. Кроме того, температура в отличие от критерия Кокрофта-Лэтэма является параметром, измеряемым в процессе прокатки, что позволяет установить количественную взаимосвязь между вероятностью образования дефектов и режимами прокатки.

С целью проверки адекватности результатов, полученных при моделировании распределения температурных полей, проводили расчет температуры раската аналитическим методом с использованием методики, представленной в диссертационном исследовании Скосарь Е.О. [241] и позволяющей определить падение температуры по проходам:

$$\Delta t_i = \frac{1000}{\sqrt[3]{\frac{0,0255 \cdot \Pi_i \cdot \tau_i}{S_i} + \left(\frac{1000}{t_{oi} + \Delta t_{\text{Ди}} + 273} \right)^3}}, \quad (4.3)$$

где Π_i – периметр поперечного сечения после прохода;

τ_i – время охлаждения раската при перемещении от рассматриваемого калибра к следующему калибру;

t_{oi} – температура перед входом в рассматриваемый калибр;

$\Delta t_{\text{Ди}}$ – повышение температуры раската в рассматриваемом калибре.

$$\Delta t_{\text{Ди}} = 0,183 \cdot \sigma \cdot \ln \lambda, \quad (4.4)$$

где σ – сопротивление металла пластической деформации, МПа;

λ – коэффициент вытяжки.

Также дополнительно проводили прямые замеры температуры поверхности раската с использованием пирометра.

Второй этап исследований, заключающийся в определении закономерностей образования и трансформации поверхностных и внутренних дефектов при деформации в калибрах различной формы, проводили методом физического моделирования с использованием лабораторного прокатного стана «Дуо-80» (рисунок 4.2). На стане «Дуо-80» исследовали процессы образования и трансформации дефектов в ящичных калибрах, используемых при производстве рельсов и заготовок квадратного сечения в черновых клетях универсального рельсобалочного стана, калибрах типа «трапеция» и «лежачая трапеция», используемых в черновых клетях универсального рельсобалочного стана и калибрах типов «овал» и «ребровой овал», используемых при производстве заготовок на сортовом стане. В качестве объектов исследований использовали свинцовые образцы с размерами сторон поперечного сечения в масштабе 1:10 соответствующих сечению заготовок, используемых на универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК» и сортовом стане ОАО «ГМЗ». Для лабораторных исследований использовали два комплекта подготовленных валков с нарезанными калибрами соответствующей формы.

Использование свинца в качестве материала образцов обусловлено тем фактом, что его пластические свойства при комнатной температуре близки к пластическим свойствам стали при температурах горячей деформации. Следует отметить, что, хотя свинец, в отличие от стали, не является многокомпонентным сплавом, его использование для определения общих закономерностей течения металла при прокатке, в том числе закономерностей трансформации дефектов, позволяет получить результаты, адекватные реальным условиям производства стальных прокатных профилей на действующих станах. Данный факт подтверждается данными многочисленных исследований [4, 5, 7, 8, 242, 243].

Для исследования закономерностей течения металла при прокатке в калибрах различной формы использовали образцы с предварительно нанесенной на их поверхность координатной сеткой с шагом 5 мм и 2 мм (рисунок 4.3).

Для определения закономерностей трансформации дефектов в процессе прокатки использовали образцы с дефектами в виде трещин глубиной 1,0 мм и 1,5

мм и шириной 0,5 мм и 1,0 мм, предварительно нанесенными на их поверхность и ориентированных в различном направлении относительно оси прокатки: продольном, поперечном, с углом наклона 15°, 30°, 45° относительно оси прокатки. Дефекты наносили фрезой, что позволило повысить стабильность размеров трещин. Фактически точность размеров исходных дефектов составила $\pm 0,01$ мм.



Рисунок 4.2 – Лабораторный прокатный стан «Дуо-80»



Рисунок 4.3 – Свинцовый образец с координатной сеткой

Исследование закономерностей формоизменения внутренних дефектов проводили на образцах с предварительно высверленными отверстиями диаметром 1,0 мм и 1,5 мм, ориентированными вдоль оси прокатки и расположенными на различном расстоянии от поверхности и боковых граней образца.

При проведении экспериментальных исследований обжатия варьировали, исходя из получения степени относительной деформации в интервале 0,05-0,25. Указанный интервал охватывает с незначительным запасом фактическое изменение относительной деформации при прокатке в условиях рельсобалочного и сортового прокатных станов.

Для оценки выкатываемости поверхностных и внутренних дефектов использовали соответствующие коэффициенты, формулы для определения которых представлены в разделе 2.

Выбранная схема эксперимента позволила определить закономерности влияния на трансформацию дефектов в процессе прокатки следующих параметров: место расположения дефектов (ребра или грани заготовок), размеры дефектов, ориентация дефектов относительно оси прокатки, степень деформации, форма калибра.

Исследования происхождения дефектов проката из рельсовых сталей, а именно рельсов и помольных шаров, проводили методом металлографического анализа с использованием оптического микроскопа «OLYMPUS GX-51» и рентгеноструктурного анализа с использованием дифрактометра «Shimadzu XRD-6000».

Также на отбракованном и годном прокате из рельсовых сталей исследовали параметры микроструктуры, количество и распределение неметаллических включений, ликвацию основных химических элементов и распределение твердости по сечению рассматриваемых прокатных профилей. Оценку концентрации, вида и распределения неметаллических включений проводили методом полуколичественного анализа по ГОСТ 1778-70 и с использованием методики «Spark-DAT» на спектрометре «ARL iSpark». Методика Spark-DAT (Spark Data Analysis and Treatment) основана на разделении интенсивности сигнала фотоэлектронного умножителя на пики низкой интенсивности, которые относят к основному металлу и пики высокой интенсивности, относящиеся к неметаллическим включениям [244-246].

В рамках указанной методики на первом этапе применен метод «Стандартного анализа включений», в котором количество включений определяется как количество пиков отдельного элемента или как совпадение пиков различных элементов. Для определения концентрации некоторых специфических видов включений, таких как алюминаты, сульфиды и силикаты использован метод «Расширенного анализа включений» в качестве предустановленной модели. Для каждого образца проведено 4 измерения. Следует отметить, что спектрометр «ARL iSpark» имеет ограничение по диапазону размеров выявляемых неметаллических включений – не идентифицируются включения размерами менее 1-2 мкм и более 10-15 мкм в зависимости от типа включения. При этом, методика «Spark-DAT» позволяет разбить выявляемые включения на условные группы в зависимости от размера. В данном исследовании включения разбиты на три группы: малые (2-6 мкм), средние (6-10 мкм) и крупные (более 10 мкм).

Исследования ликвации химических элементов по сечению прокатных профилей проводили с использованием спектрального анализа: методом рентгенофлуоресцентного анализа по ГОСТ 28033-89 (спектрометр «Shimadzu XRF-1800») и фотоэлектрического спектрального анализа по ГОСТ 18895-97 (спектрометр ДФС-71).

Схема отбора проб для проведения вышеперечисленных исследований рельсов представлена на рисунке 4.4; в мелющих шарах, прокатанных из отбраковки заготовок рельсовых сталей, исследовали микроструктуру, ликвацию химических элементов и твердость по зонам (поверхностный слой, переходная зона, центральная зона).

Исследования влияния технологических факторов на качество поверхности и макроструктуры рельсов проводили методом пассивного эксперимента с использованием стандартной методики множественного регрессионного анализа.

В качестве объектов исследований использовали:

- 1) две случайные выборки из 500 плавок рельсовой стали марки Э76ХФ, произведенных в электросталеплавильном цехе АО «ЕВРАЗ ЗСМК» с высоким и

низким уровнем отбраковки, что позволило обеспечить воспроизводимость результатов;

2) случайную выборку из 50 партий шаров диаметром 60 мм, прокатанных из отбраковки заготовок рельсовой стали К76Ф.

При этом в первом случае в качестве параметров оптимизации выбрали отбраковку рельсов по внутренним дефектам по результатам ультразвукового контроля и отбраковку рельсов по дефектам поверхности по результатам вихретокового контроля, а во втором случае – долю шаров, отбракованных по результатам испытаний на ударную стойкость (в связи с отсутствием неразрушающего контроля качества поверхности и макроструктуры шаров в производственном потоке).

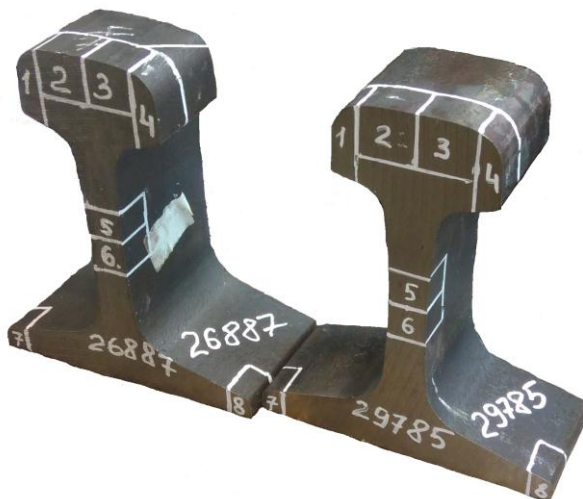


Рисунок 4.4 – Схема отбора проб рельсов

На основании имеющихся литературных данных о влиянии параметров производства рельсовой стали на ее качественные показатели, представленных в разделе 1, а также с учетом параметров, фактически фиксируемых в условиях действующего электросталеплавильного цеха, для анализа выбраны следующие технологические факторы:

- доля чугуна в металлозавалке;
- температура выпуска стали из дуговой сталеплавильной печи (ДСП);
- химический состав стали на выпуске из ДСП;
- длительность обработки стали на агрегате «ковш-печь» (АКП);

- продолжительность продувки аргоном при обработке на АКП;
- интенсивность продувки аргоном при обработке на АКП;
- температура стали после обработки на АКП;
- химический состав стали после обработки на АКП;
- основность и окисленность шлака при обработке на АКП;
- продолжительность обработки на вакууматоре;
- длительность продувки при обработке на вакууматоре;
- химический состав стали после обработки на вакууматоре;
- химический состав готовой стали.

Влияние параметров прокатного передела на образование внутренних и поверхностных дефектов рельсов не анализировали в связи с малым интервалом изменения (фактически со стабильностью) измеряемых параметров (температура и время нагрева заготовок под прокатку, температура и скорость прокатки).

Применительно к мелющим шарам анализировали влияние на их отбраковку по результатам испытаний на ударную стойкость таких факторов, как химический состав используемых заготовок (содержание в стали углерода, кремния, марганца, ванадия, хрома, серы, фосфора, никеля, меди, титана, кобальта, ниобия) и температура прокатки. Следует отметить, что поскольку в отличие от рельсов температура прокатки шаров из рельсовых сталей не регламентирована в узких пределах (ограничена только верхним пределом, выбранным исходя из достижения необходимой температуры закалки без снижения производительности стана), то фактический интервал изменения температуры прокатки шаров достаточно широк (900-980°C) и позволяет анализировать влияние данного параметра на качество производимого проката.

4.2 Исследования распределения напряженно-деформированного состояния металла по сечению раскатов при производстве различных профилей из рельсовой стали

4.2.1 Прокатка железнодорожных рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана

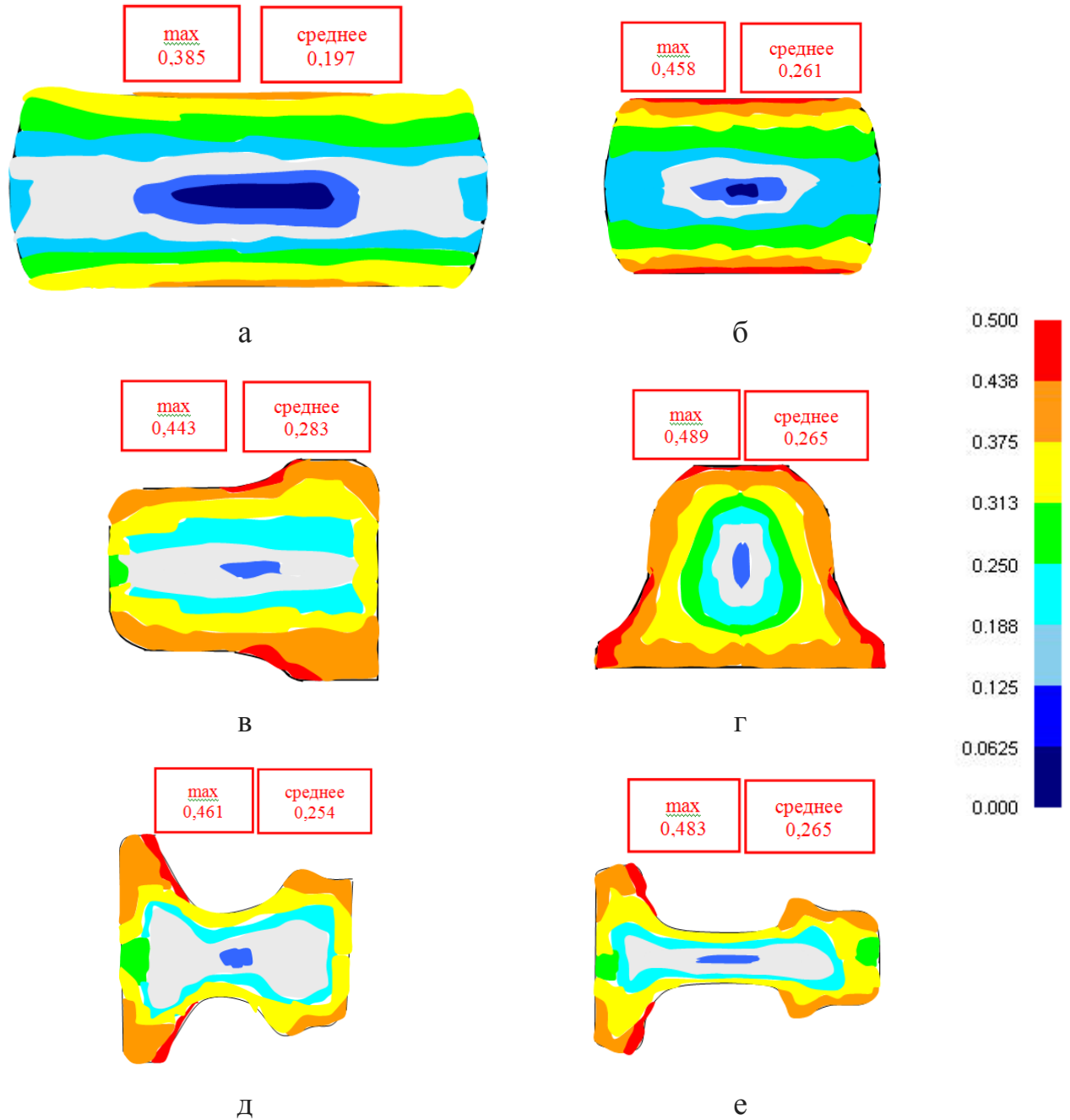
Результаты моделирования, полученные применительно к стали марки Э76ХФ (рисунок 4.5), свидетельствуют о крайне неравномерном характере распределения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската [247]. В осевой зоне раскатов независимо от формы калибров значения указанного критерия минимальны, что объясняется неполным проникновением деформации вглубь раската.

Максимальные значения критерия Кокрофта-Лэтэма для ящичных калибров имеют место в приповерхностных слоях вблизи вертикальной оси калибров (рисунки 4.5 а, б) и обусловлены отсутствием горизонтальных перемещений металла в указанной зоне раската (имеют место только вертикальные деформации).

При прокатке в калибрах сложной формы («трапеция», «лежачая трапеция», рельсовые калибры) имеют место локальные зоны с максимальным значением критерия Кокрофта-Лэтэма, расположенные в местах формирования подошвы профиля (рисунки 4.5 г-е). При этом для прокатки в калибре типа «трапеция» характерно наличие аналогичной зоны также и в приповерхностной области вблизи вертикальной оси калибра (рисунок 4.5 г).

При прокатке рельсов из сталей марок Э90ХАФ и К76Ф характер НДС металла по сечению раската аналогичен прокатке рельсов из стали Э76ХФ (рисунок 4.5), но при этом максимальные и средние значения критерия Кокрофта-Лэтэма для стали Э90ХАФ выше в среднем на 8%, а для стали К76Ф ниже на 31% по сравнению со сталью Э76ХФ. Данный факт объясняется различием сопротивления деформации указанных сталей при аналогичных

условиях деформации (рисунки 3.5, 3.6).



а, б, в – второй, шестой и седьмой проходы в первой черновой клет;

г, д, е – первый, третий и пятый проходы во второй черновой клет;

Рисунок 4.5 – Распределение критерия Кокрофта-Лэтэма в поперечном сечении раската при прокатке рельсов из стали Э76ХФ в черновых клетях

Проведенное сопоставление результатов моделирования средней температуры раската по проходам, полученных с использованием программного комплекса «DEFORM-2D», с данными, полученными аналитическим методом (по формуле 4.3) свидетельствует о достаточно

высокой сходимости – отклонения не превышают 10°C (таблица 4.4).

Таблица 4.4 – Изменение средней температуры по сечению раската при прокатке рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана

Номер черновой клетки	№ прохода	Температура конца прокатки, °C		Отклонение, °C
		DEFORM 2D	Аналитический расчет	
1	1	1190	1192	-2
	2	1189	1188	1
	3	1185	1183	2
	4	1180	1177	3
	5	1175	1176	-1
	6	1173	1174	-1
	7	1167	1172	-5
2	1	1148	1152	-4
	2	1140	1137	3
	3	1136	1130	6
	4	1131	1121	10
	5	1127	1118	9

Непосредственные замеры температуры поверхности раската также показали хорошую сходимость с результатами моделирования – отклонения не превышают 15°C (рисунок 4.6). Таким образом, можно сделать вывод об адекватности методики моделирования температурных полей в программном комплексе «DEFORM-2D» и возможности ее применения для прогнозирования распределения температурных полей по сечению раската.

По полученным в ходе моделирования данным перепад температуры по сечению раскатов, определяемый, как разница между максимальным и минимальным значениями, имеет четкую тенденцию к увеличению по мере прокатки (рисунок 4.7). Так после прокатки в первой черновой клетке (после 7-го прохода) он не превышает 91°C, после второй черновой клетки (после 5-го прохода) составляет 160°C (рисунок 4.7).

Полученные данные о распределении температурных полей по сечению раскатов при деформации в черновых клетях представлены на рисунке 4.8. В связи с трудностью интерпретации указанных данных в виде цветовых эпюр,

рассчитаны средние значения по укрупненным областям.

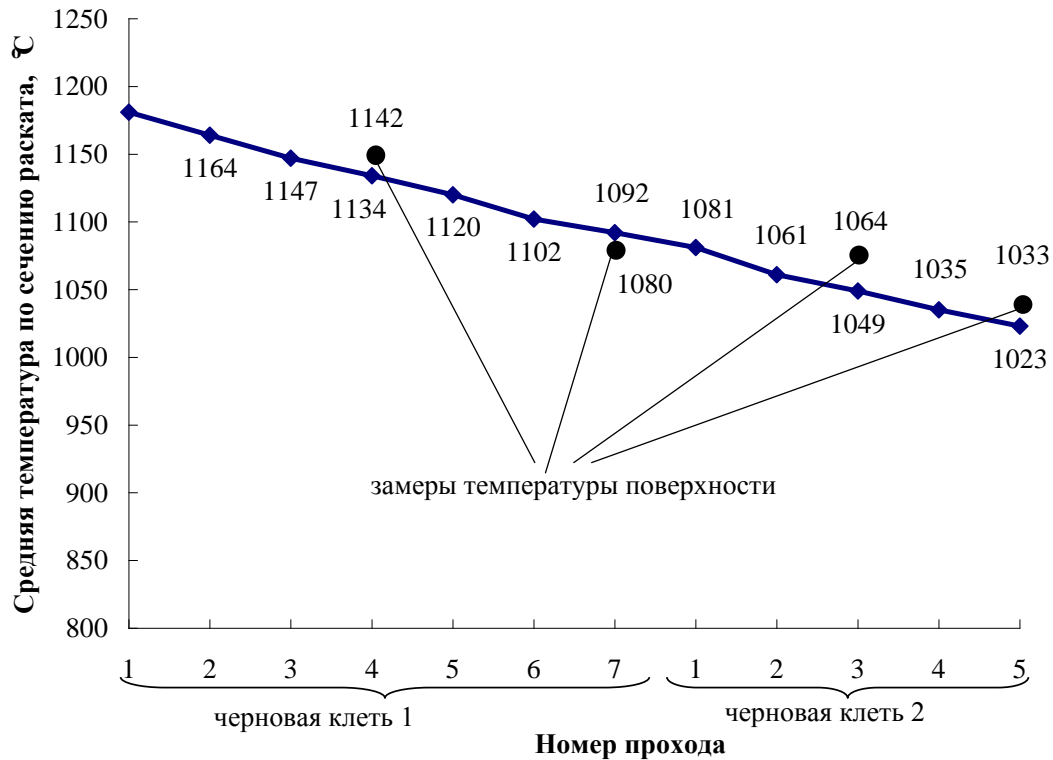


Рисунок 4.6 – Изменение температуры поверхности раската при прокатке рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана

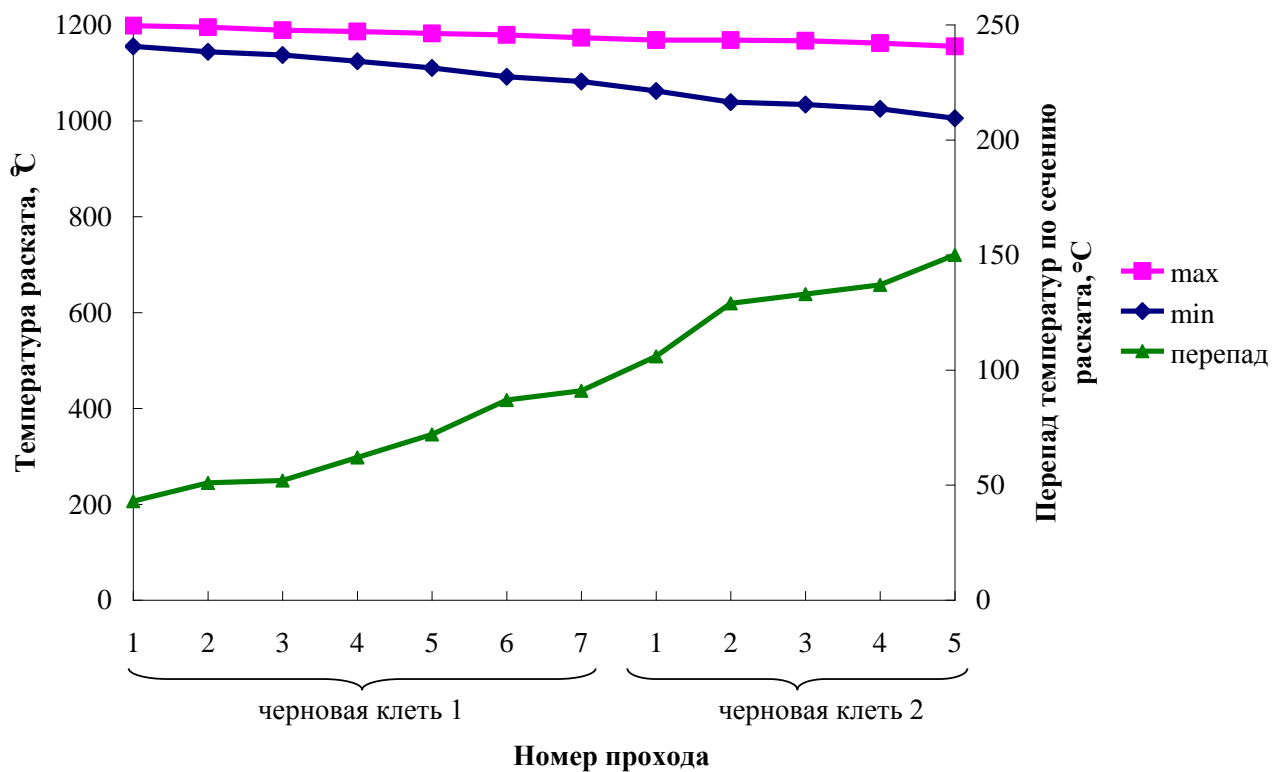


Рисунок 4.7 – Динамика максимальной и минимальной температуры по сечению рельсового профиля при прокатке в черновых клетях рельсобалочного стана

Для представления данных о распределении температур по сечению раскатов в численном виде предложено использовать коэффициент неравномерности температурных полей, рассчитываемый по формуле:

$$K_{HT} = \frac{t_{\max} \cdot S_{уд.\max}}{t_{\min} \cdot S_{уд.\min}}, \quad (4.5)$$

где $S_{уд.\max}$, $S_{уд.\min}$ – удельные площади областей профиля раскатов с максимальной и минимальной температурой соответственно (определяются, как отношение площадей данных областей к общей площади поперечного сечения раската);

t_{\max} , t_{\min} – максимальная и минимальная температуры по укрупненным областям профиля раската.

Результаты расчетов изменения коэффициента неравномерности температурных полей при прокатке в черновых клетях свидетельствуют (рисунок 4.9) о нелинейном увеличении данного коэффициента при деформации.

На основании обработки данных с использованием регрессионного и дисперсионного анализов установлено, что на коэффициент неравномерности температурных полей по сечению раската значимое влияние оказывает степень деформации (коэффициент вытяжки) и наличие кантовок [247].

Для проходов, перед которыми кантовки раската не производятся, коэффициент неравномерности распределения температуры определяется из выражения:

$$K_{HT} = 1,01^n \cdot (-0,0597 \cdot \lambda + 1,0778), \quad R^2 = 0,892, \quad (4.6)$$

где λ – коэффициент вытяжки;

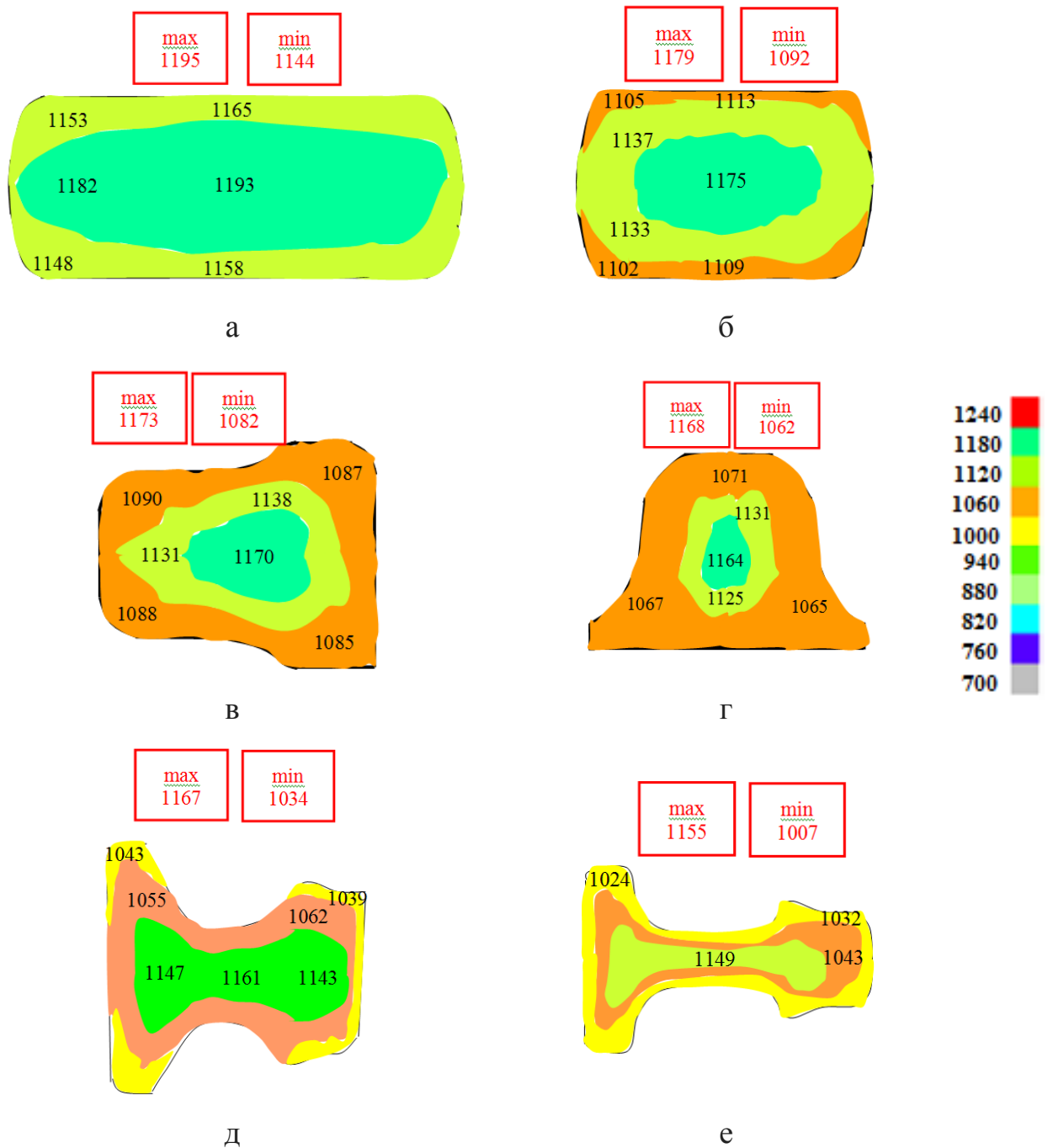
n – номер прохода от начала прокатки (с учетом всех проходов).

Для проходов, перед которыми производится кантовка раската, коэффициент неравномерности распределения температуры определяется, как:

$$K_{HT} = 1,01^n \cdot (-0,0351 \cdot \lambda + 1,0332), \quad R^2 = 0,808. \quad (4.7)$$

Увеличение деформации приводит к разогреву металла при прокатке, в особенности поверхностных слоев, что способствует снижению

неравномерности распределения температуры по сечению раската. Кантовка раската также способствует уменьшению неравномерности распределения температурных полей, поскольку происходит обновление слоев металла непосредственно контактирующих с прокатными валками.



а, б, в – второй, шестой и седьмой проходы в первой черновой клети;
 г, д, е – первый, третий и пятый проходы во второй черновой клети
 Рисунок 4.8 – Распределение температурных полей в поперечном сечении раската при прокатке рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана

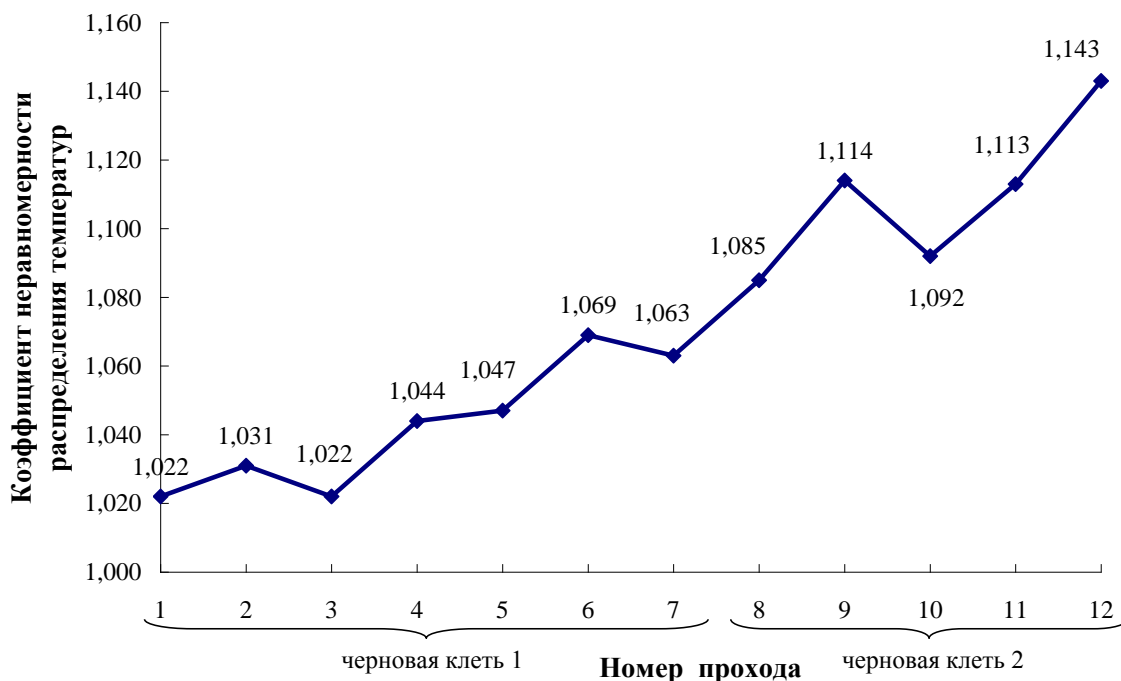


Рисунок 4.9 – Изменение неравномерности распределения температуры по сечению раската при прокатке рельсов в черновых клетях

Согласно данным, полученных применительно к прокатке в калибрах сложной формы, используемых в черновых клетях рельсобалочного стана («трапеция», «лежачая трапеция», «рельсовые калибры»), корреляция между коэффициентом неравномерности температурных полей и указанными параметрами прокатки выражена в значительно меньшей степени по сравнению с прокаткой в ящичных калибрах. При этом с учетом влияния коэффициента подобия формы подката и калибра, взаимосвязь между коэффициентом неравномерности распределения температурных полей по сечению раската и параметрами прокатки в калибрах сложной формы является значимой:

- для проходов без кантовки:

$$K_{HT} = 1,01^n \cdot K_{ПФ}^{0,2} \cdot (-0,0473 \cdot \lambda + 1,0145), R^2 = 0,886 \quad (4.8)$$

для проходов, перед которыми производится кантовка раската:

$$K_{HT} = 1,01^n \cdot K_{ПФ}^{0,2} \cdot (-0,0412 \cdot \lambda + 1,0226), R^2 = 0,804. \quad (4.9)$$

Следует отметить, что коэффициент неравномерности температурных полей в первом проходе всегда определяется по уравнениям (4.6), (4.8) вне зависимости от наличия кантовки перед началом прокатки заготовок.

Дополнительными исследованиями показано, что неравномерность распределения температурных полей не зависит от абсолютных значений температуры начала прокатки в первой клетке в рамках интервала, охватывающего область фактического изменения данного показателя с отклонениями 50°C в сторону увеличения и снижения (фактическая температура начала прокатки в первой клетке находится в интервале $1175-1200^{\circ}\text{C}$, проанализирован температурный интервал $1125-1250^{\circ}\text{C}$). То есть полученные зависимости коэффициента неравномерности распределения температурных полей от параметров прокатки (уравнения 4.8-4.11) являются универсальными.

Проведенный анализ показал, что для температуры начала прокатки в первой клетке в вышеуказанном интервале ($1125-1250^{\circ}\text{C}$) максимальные и средние значения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската прямо пропорциональны коэффициенту неравномерности температурных полей (рисунок 4.10) [247].

При этом характер зависимостей максимальных и средних значений критерия Кокрофта-Лэтэма от температуры начала прокатки в первой клетке имеет нелинейный характер, что обусловлено нелинейным влиянием температуры прокатки на пластичность рассматриваемых рельсовых сталей Э76ХФ и Э90ХАФ [28] и снижением температуры по ходу прокатки от первого к последующим проходам.

Полученные результаты обобщены в виде зависимостей максимального значения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раскатов от параметров прокатки.

Для стали марки Э76ХФ зависимости имеют вид:

- ящичные калибры без предварительной кантовки раската:

$$D_{\max} = 25,031 \cdot 1,012^n \cdot e^{-0,0025 \cdot t} (-0,0437 \cdot \lambda + 0,3864), R^2 = 0,832 \quad (4.10)$$

- ящичные калибры с предварительной кантовкой раската:

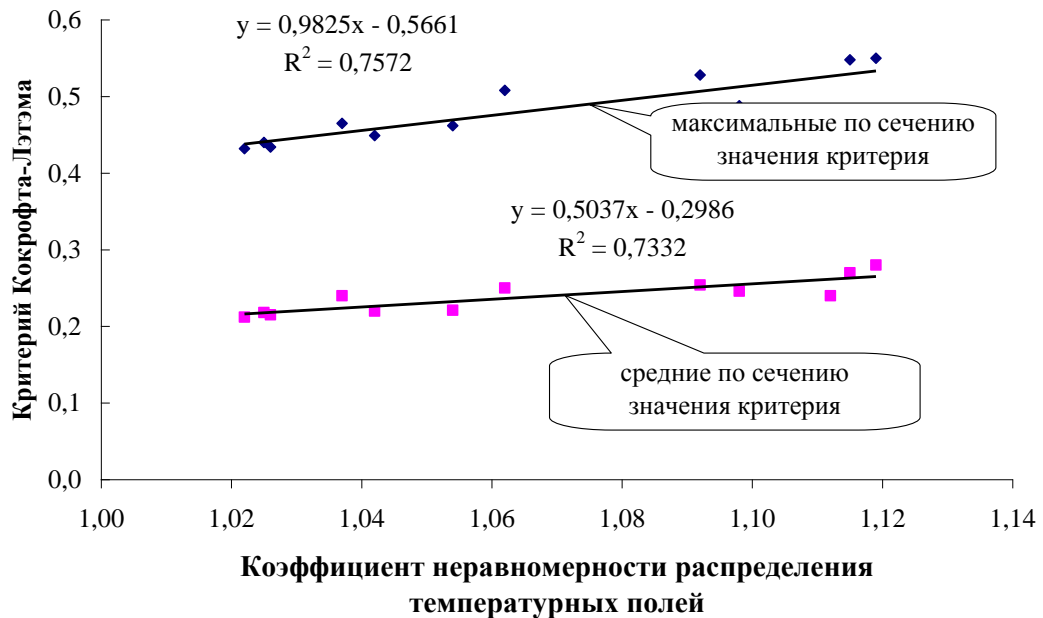
$$D_{\max} = 19,256 \cdot 1,012^n \cdot e^{-0,0024 \cdot t} (-0,0257 \cdot \lambda + 0,3538), R^2 = 0,903 \quad (4.11)$$

- калибры сложной формы без предварительной кантовки раската:

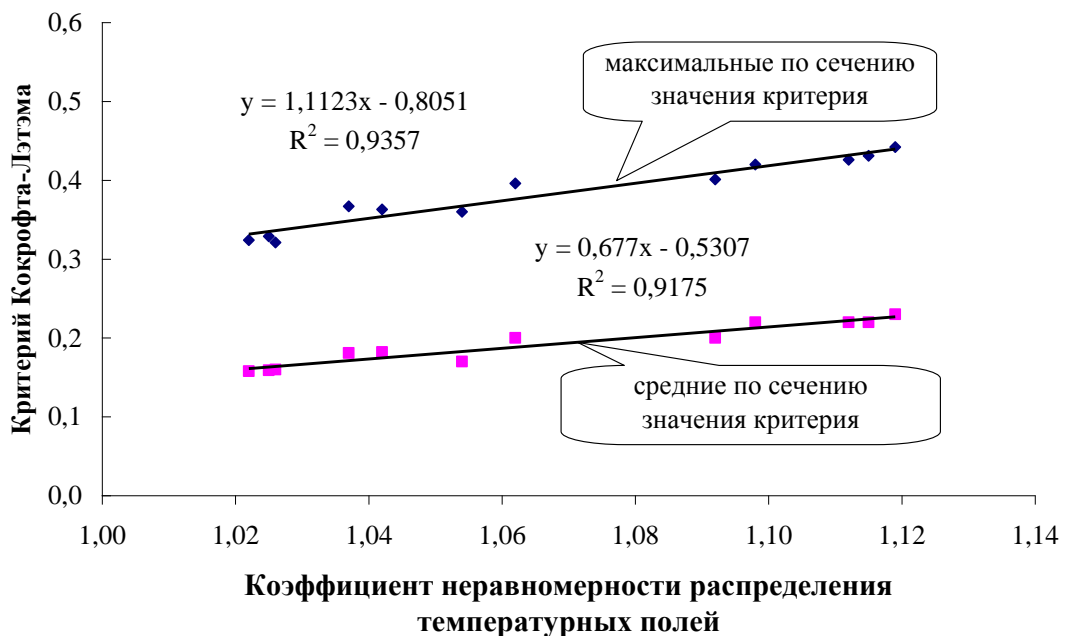
$$D_{\max} = 20,61 \cdot 1,012^n \cdot K_{\text{ПФ}}^{0,2} \cdot e^{-0,0023 \cdot t} (-0,0346 \cdot \lambda + 0,3401), R^2 = 0,961 \quad (4.12)$$

- калибры сложной формы с предварительной кантовкой раската:

$$D_{\max} = 12,812 \cdot 1,012^n \cdot K_{\text{ПФ}}^{0,25} \cdot e^{-0,0020 \cdot t} (-0,0302 \cdot \lambda + 0,3460), R^2 = 0,940 \quad (4.13)$$



а



б

Рисунок 4.10 – Взаимосвязь НДС металла с неравномерностью распределения температурных полей по сечению раскатов при температуре начала прокатки 1125°C (а) и 1250°C (б) рельсов из стали Э76ХФ

Для стали марки Э90ХАФ зависимости примут вид:

- ящичные калибры без предварительной кантовки раската:

$$D_{\max} = 11,507 \cdot 1,012^n \cdot e^{-0,0018 \cdot t} (-0,0398 \cdot \lambda + 0,3805), R^2 = 0,893 \quad (4.14)$$

- ящичные калибры с предварительной кантовкой раската:

$$D_{\max} = 8,395 \cdot 1,012^n \cdot e^{-0,0017 \cdot t} (-0,0302 \cdot \lambda + 0,3847), R^2 = 0,911 \quad (4.15)$$

- калибры сложной формы без предварительной кантовки раската:

$$D_{\max} = 9,465 \cdot 1,012^n \cdot K_{\Pi\Phi}^{0,2} \cdot e^{-0,0017 \cdot t} (-0,0274 \cdot \lambda + 0,3723), R^2 = 0,934 \quad (4.16)$$

- калибры сложной формы с предварительной кантовкой раската:

$$D_{\max} = 8,857 \cdot 1,012^n \cdot K_{\Pi\Phi}^{0,2} \cdot e^{-0,0018 \cdot t} (-0,0431 \cdot \lambda + 0,4460), R^2 = 0,912 \quad (4.17)$$

Для стали марки К76Ф зависимости имеют вид:

- ящичные калибры без предварительной кантовки раската:

$$D_{\max} = 3,986 \cdot 1,012^n \cdot e^{-0,0015 \cdot t} (-0,0523 \cdot \lambda + 0,5183), R^2 = 0,904 \quad (4.18)$$

- ящичные калибры с предварительной кантовкой раската:

$$D_{\max} = 7,521 \cdot 1,012^n \cdot e^{-0,0017 \cdot t} (-0,0283 \cdot \lambda + 0,2942), R^2 = 0,923 \quad (4.19)$$

- калибры сложной формы без предварительной кантовки раската:

$$D_{\max} = 4,739 \cdot 1,012^n \cdot K_{\Pi\Phi}^{0,2} \cdot e^{-0,0016 \cdot t} (-0,0428 \cdot \lambda + 0,4654), R^2 = 0,918 \quad (4.20)$$

- калибры сложной формы с предварительной кантовкой раската:

$$D_{\max} = 4,136 \cdot 1,012^n \cdot K_{\Pi\Phi}^{0,2} \cdot e^{-0,0015 \cdot t} (-0,0395 \cdot \lambda + 0,4237), R^2 = 0,895 \quad (4.21)$$

4.2.2 Прокатка сортовых заготовок из рельсовых сталей

Как указано выше в условиях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» имеется техническая возможность производства круглых заготовок минимальным диаметром 80 мм. Поэтому производство заготовок меньшего диаметра, составляющих основной сортамент, производится в два этапа: прокатка заготовок квадратного сечения со стороной 150 мм на рельсобалочном стане с последующей прокаткой указанных заготовок в

заготовки круглого сечения на сортовом стане.

В соответствии с принятой калибровкой прокатка заготовок сечением 150×150 мм на универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК» производится в ящичных калибрах за 10 проходов, в том числе 7 проходов в первой черновой клетки и 3 прохода во второй черновой клетки (таблица 4.2). Прокатка заготовок диаметром 60 мм в ОАО «ГМЗ» включает в себя 5 проходов в обжимной реверсивной трехвалковой клетки «700» в ящичных калибрах и 7 проходов в клетях линейного стана «500», из которых первые 2 прохода проводятся в ящичных калибрах, а последующая прокатка – в системе калибров «овал-ребровой овал» (таблица 4.3).

Результаты моделирования НДС металла при прокатке промежуточных заготовок квадратного сечения в ящичных калибрах черновых клетей универсального рельсобалочного стана качественно совпадают с результатами моделирования НДС металла при прокатке рельсов в ящичных калибрах указанных клетей. В частности, установлено, что распределение критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската носит неравномерный характер и имеет место нелинейное повышение средних и максимальных по сечению значений критерия Кокрофта-Лэтэма по мере прокатки (рисунок 4.11), обусловленное, как показано выше влиянием неравномерного распределения коэффициентов вытяжки по проходам и наличием кантовок раската.

Проведенный анализ показал, что полученные ранее зависимости максимального значения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раскатов от параметров прокатки рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана позволяют с достаточной степенью достоверности прогнозировать величину указанного параметра и применительно к условиям прокатки заготовок (таблица 4.5).

Касательно прокатки заготовок на сортопрокатном стане ОАО ГМЗ» можно отметить, что в этом случае характер распределения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раскатов (рисунок 4.12) значимо не отличается от схемы НДС при прокатке в двухвалковых черновых клетях рельсобалочного

стана (рисунок 4.11), в том числе и при прокатке в овальных калибрах и калибрах типа «ребровой овал», и полученные ранее зависимости максимальных значений критерия Кокрофта-Лэтэма от параметров прокатки (применительно к ящичным калибрам) позволяют с достаточной степенью достоверности прогнозировать значения указанного критерия по проходам (таблица 4.6). Возможность применения формул, полученных для расчета максимальных значений критерия Кокрофта-Лэтэма при прокатке в ящичных калибрах, для прогнозирования значений указанного критерия при деформации в калибрах типов «овал», «ребровой овал» и «круг» объясняется высокой степенью подобия формы раската при прокатке по схемам «овал»-ребровой овал» и «овал-круг».

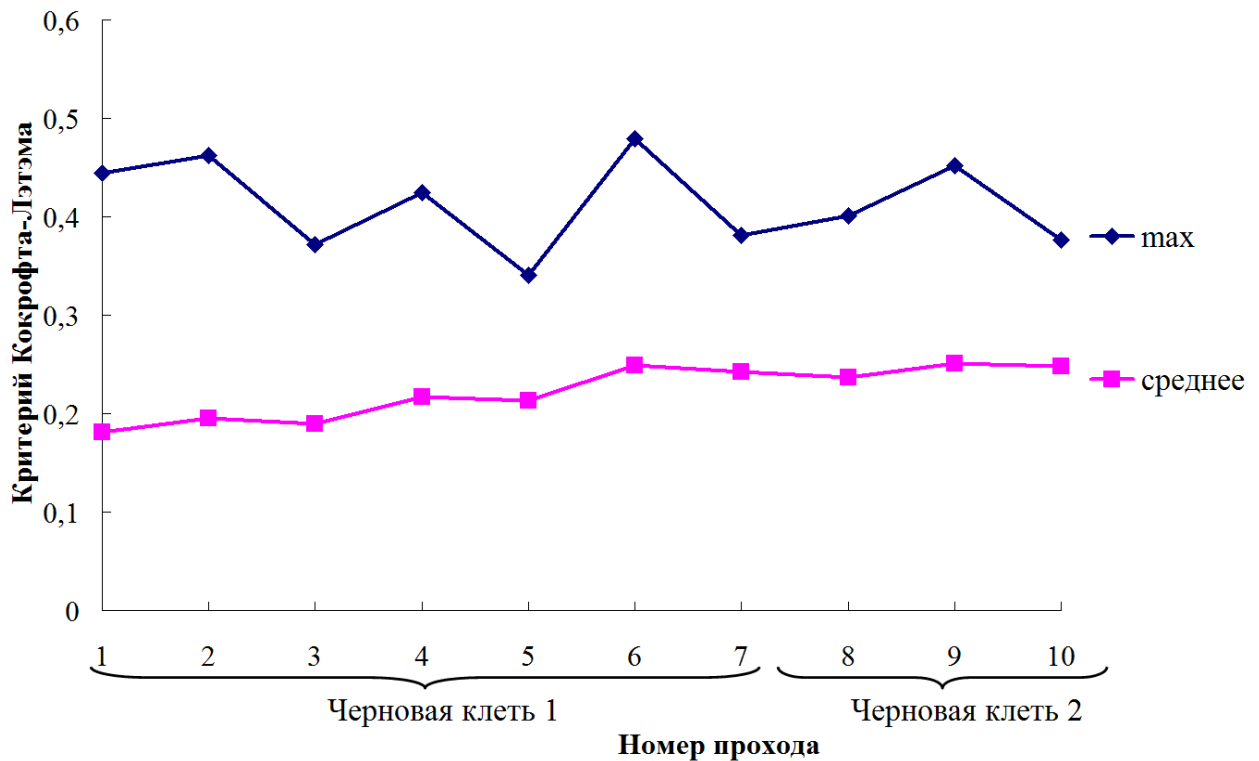
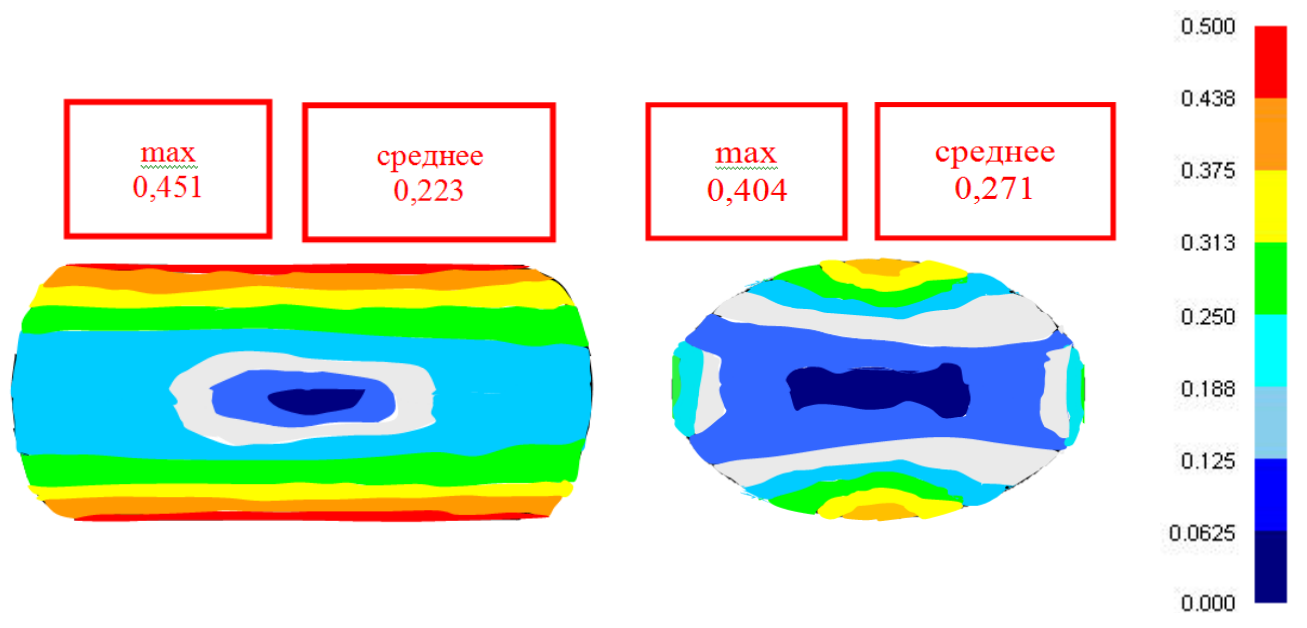


Рисунок 4.11 – Динамика коэффициента Кокрофта-Лэтэма при прокатке заготовок сечением 150×150 мм из стали Э76ХФ в черновых клетях рельсобалочного стана

Таблица 4.5 – Сравнительный анализ максимальных значений критерия Кокрофта-Лэтэма, полученных различными методами, при прокатке заготовок сечением 150×150 мм на рельсобалочном стане

Наименование клетей	Номер прохода	Максимальное значение критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската								
		сталь Э76ХФ			сталь Э90ХАФ			сталь К76Ф		
		DEFORM	расчет	отклонение, %	DEFORM	расчет	отклонение, %	DEFORM	расчет	отклонение, %
Черновая клеть 1	1	0,444	0,423	-5,0	0,478	0,449	-6,6	0,323	0,305	-6,0
	2	0,462	0,429	-7,7	0,483	0,455	-6,1	0,331	0,309	-7,0
	3	0,372	0,362	-2,7	0,402	0,395	-1,9	0,285	0,264	-7,9
	4	0,425	0,435	2,4	0,452	0,462	2,2	0,325	0,314	-3,5
	5	0,341	0,370	7,9	0,398	0,403	1,3	0,288	0,270	-6,7
	6	0,479	0,449	-6,6	0,499	0,477	-4,7	0,315	0,324	2,7
	7	0,381	0,376	-1,4	0,408	0,409	0,3	0,291	0,273	-6,6
Черновая клеть 2	1	0,401	0,390	-2,9	0,412	0,425	3,0	0,3	0,285	-5,1
	2	0,452	0,465	2,7	0,501	0,493	-1,7	0,35	0,335	-4,5
	3	0,376	0,396	5,1	0,459	0,432	-6,3	0,27	0,289	6,7



- а – второй проход в клетки «1» стана «500» (последний проход в ящичном калибре);
- б – проход в клетки «3» стана «500» (последний проход в овальном калибре – предчистовой овал)

Рисунок 4.12 – Распределение критерия Кокрофта-Лэтэма в поперечном сечении раската при прокатке заготовок из стали Э76ХФ на сортовом стане

Таблица 4.6 – Сравнительный анализ максимальных значений критерия Кокрофта-Лэтэма, полученных различными методами, при прокатке заготовок диаметром 60 мм на сортовом стане

Наименование клетей	Номер прохода	Максимальное значение критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската								
		сталь Э76ХФ			сталь Э90ХАФ			сталь К76Ф		
		DEFORM	расчет	Отклонение, %	DEFORM	расчет	Отклонение, %	DEFORM	расчет	Отклонение, %
Обжимная клеть 700	1	0,430	0,428	-0,5	0,442	0,454	2,6	0,295	0,308	-4,4
	2	0,439	0,429	-2,3	0,453	0,455	0,4	0,298	0,309	-3,7
	3	0,389	0,363	-7,2	0,405	0,396	-2,3	0,271	0,265	2,2
	4	0,421	0,437	3,7	0,479	0,463	-3,5	0,302	0,315	-4,3
	5	0,375	0,368	-1,9	0,395	0,401	1,5	0,277	0,268	3,2
Клеть 1 (стан 500)	1	0,452	0,444	-1,8	0,481	0,472	-1,9	0,312	0,321	-2,9
	2	0,461	0,451	-2,2	0,485	0,479	-1,3	0,343	0,326	5,0
	3	0,412	0,381	-8,1	0,452	0,415	-8,9	0,301	0,277	8,0
Клеть 2 (стан 500)	1	0,495	0,47	-5,3	0,452	0,498	9,2	0,314	0,338	-7,6
	2	0,429	0,391	-9,7	0,431	0,425	-1,4	0,314	0,284	9,6
Клеть 3 (стан 500)	1	0,432	0,404	-6,9	0,473	0,441	-7,3	0,315	0,296	6,0
Клеть 4 (стан 500)	1	0,42	0,401	-4,7	0,472	0,436	-8,3	0,307	0,292	4,9

4.2.3 Прокатка мелющих шаров из рельсовых сталей

Моделирование НДС металла при прокатке шаров диаметром 60 мм из рельсовых сталей Э76ХФ, Э90ХАФ и К76Ф проводили для температурного интервала деформации 900-1250°C. Выбор нижней границы рассматриваемого интервала обусловлен фактической температурой начала прокатки шаров (900-980°C), а верхняя граница выбрана аналогичной, принятой в исследованиях НДС металла при прокатке рельсов и заготовок из рельсовых сталей. Следует отметить, что согласно действующей технологии температура прокатки шаров должна составлять не более 980°C для обеспечения необходимой температуры закалки (780-860°C) без дополнительных простоев на охлаждение шаров. Повышение температуры прокатки приведет к снижению производительности прокатного стана, что, однако, может быть компенсировано повышением качества шаров. Оценка эффективности повышения температуры прокатки шаров представлена в следующем разделе данной работы (раздел 5).

Результаты моделирования свидетельствуют, что критерий Кокрофта-Лэтэма имеет максимальные значения в зоне под ребордой (рисунок 4.13). Данный факт объясняется тем, что в указанной зоне происходит разделение шаров – соответственно критерий Кокрофта-Лэтэма по мере прокатки повышается до 1, то есть до разрыва перемычки. Указанная особенность НДС металла при поперечно-винтовой прокатке шаров обуславливает неэффективность подхода, ранее примененного к оценке вероятности образования дефектов в процессе прокатки рельсов и заготовок и заключающегося в определении максимального значения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раскатов. В данном случае более правомерно анализировать максимальные значения указанного критерия за исключением зон воздействия реборд. Согласно имеющимся данным геометрические параметры и температурные условия поперечно-винтовой прокатки оказывают влияние на, так называемое, «разрыхление» металла в центральной зоне [248].

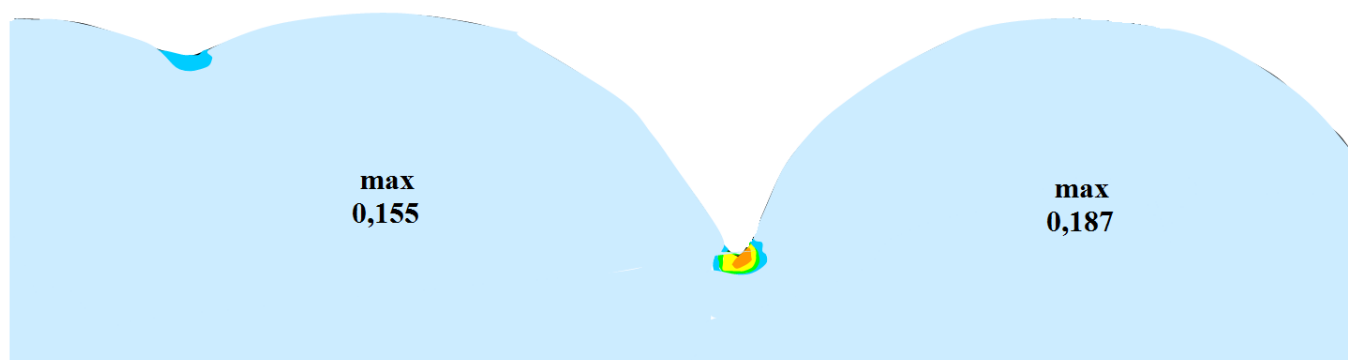


Рисунок 4.13 – Распределение критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению шаров из стали Э76ХФ при поперечно-винтовой прокатке (температура деформации 950°С)

По полученным данным (рисунок 4.14) повышение температуры деформации в интервале 900-1250°С обуславливает значимое снижение максимального значения критерия Кокрофта-Лэтэма в осевой зоне шаров, что согласуется с имеющимися данными о влиянии температуры деформации на образование «рыхлости» в центральной зоне шаров при поперечно-винтовой прокатке.

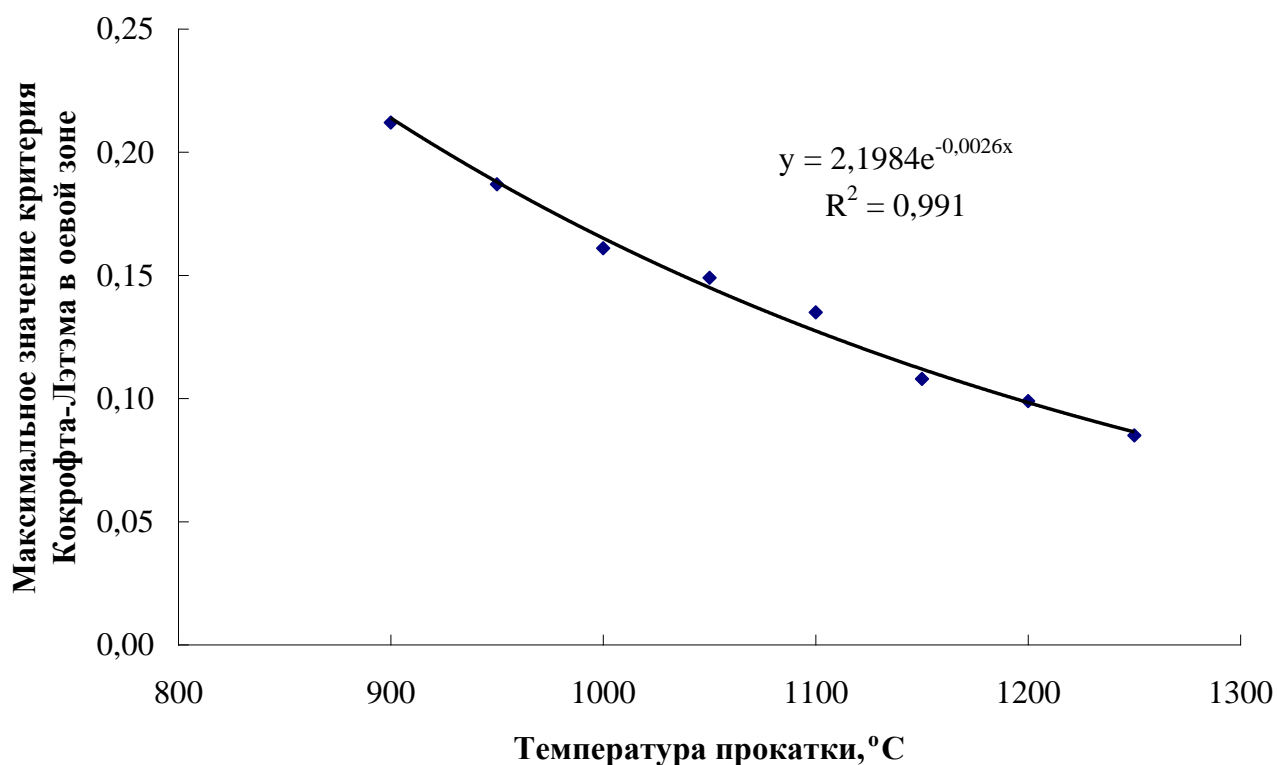


Рисунок 4.14 – Зависимость максимального значения критерия Кокрофта-Лэтэма в осевой зоне шаров от температуры их прокатки

4.3 Исследования процессов течения металла и трансформации дефектов при прокатке в калибрах различной формы

В ходе экспериментальных исследований закономерностей течения металла в ящичных калибрах, проведенных методом нанесения координатной сетки, установлено [249-251], что коэффициент вытяжки поверхностных слоев раската, контактирующих с валками при прокатке, по длине и ширине образцов имеет выраженный неравномерный характер (рисунок 4.15). Наибольшей вытяжке подвергаются зоны, прилегающие к торцам раската. При этом заметно большая вытяжка характерна для участка, прилегающего к заднему относительно направления прокатки торцу раската.

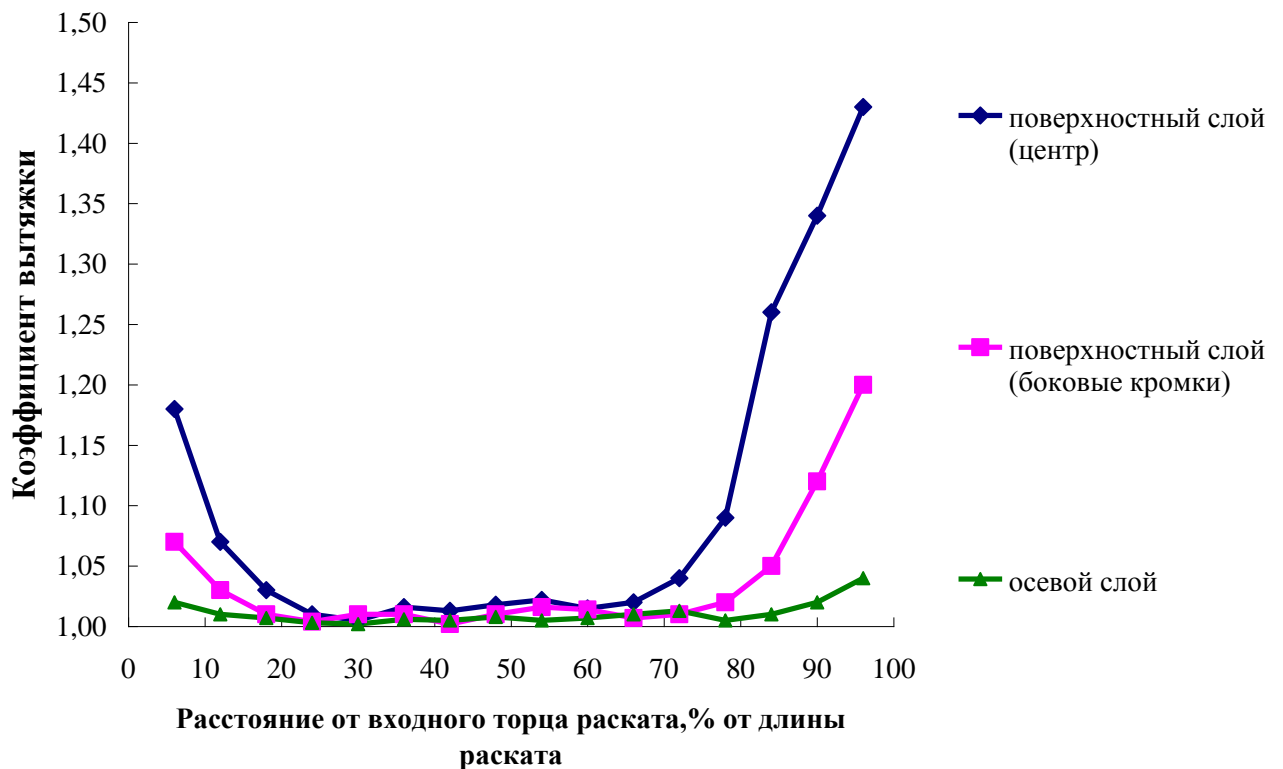


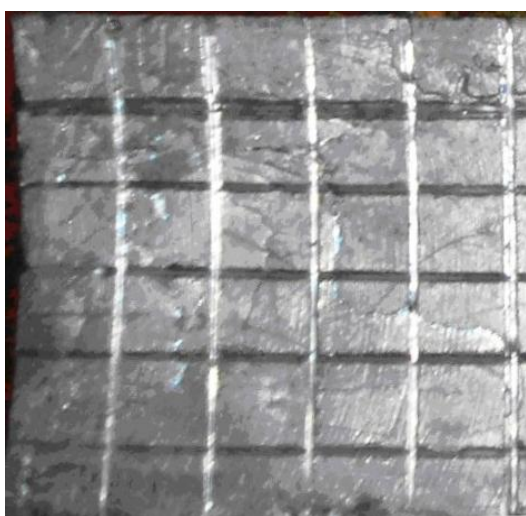
Рисунок 4.15 – Распределение коэффициентов вытяжки в объеме раската при прокатке в ящичных калибрах

Полученные данные о неравномерности коэффициентов вытяжки по длине поверхностных слоев раската объясняются следующим образом. Концевые участки поверхности, прилегающие к торцам раската, подвергаются большей

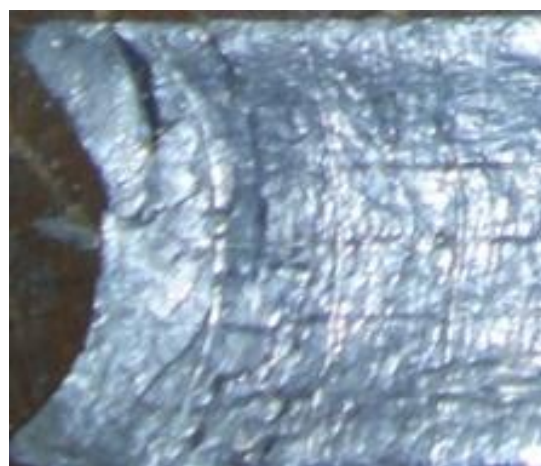
вытяжке в процессе прокатки по причине отсутствия внешних зон. При этом коэффициент вытяжки участка, прилегающего к заднему концу раската, выше коэффициента вытяжки участка вблизи переднего торца раската из-за различия скоростей течения металла в зонах отставания и опережения.

Следует отметить, что длина участков, на которых имеет место наиболее высокая продольная вытяжка поверхностных слоев раската, составляет порядка 15% от длины образца после прокатки. При этом на данных участках раската большой коэффициент вытяжки характерен для центральной части образцов по сравнению с боковыми кромками и вытяжки распределены симметрично относительно вертикальной оси калибра. Выявленная неравномерность распределения продольных вытяжек по ширине поверхностного слоя раската объясняется тем, что вблизи боковых кромок часть металла идёт на уширение, так как металлу с энергетической точки зрения предпочтительнее течь в поперечном, чем в продольном направлении.

Установлено, что коэффициент вытяжки поверхностных слоев раската значительно превышает вытяжку осевых слоев, в результате чего торец раската после деформации приобретает форму, заметно отличную от плоской (рисунок 4.16).



а



б

а – коэффициент вытяжки 1,05; б – коэффициент вытяжки 1,25

Рисунок 4.16 – Форма торца раската после прокатки

При этом распределение коэффициентов вытяжки по сечению раската в значительной степени определяется формой очага деформации (отношением длины дуги захвата к средней высоте полосы до и после прокатки – $l_d/h_{ср}$) – рисунок 4.17. Зависимость неравномерности коэффициентов вытяжек от формы очага деформации имеет выраженный степенной характер.

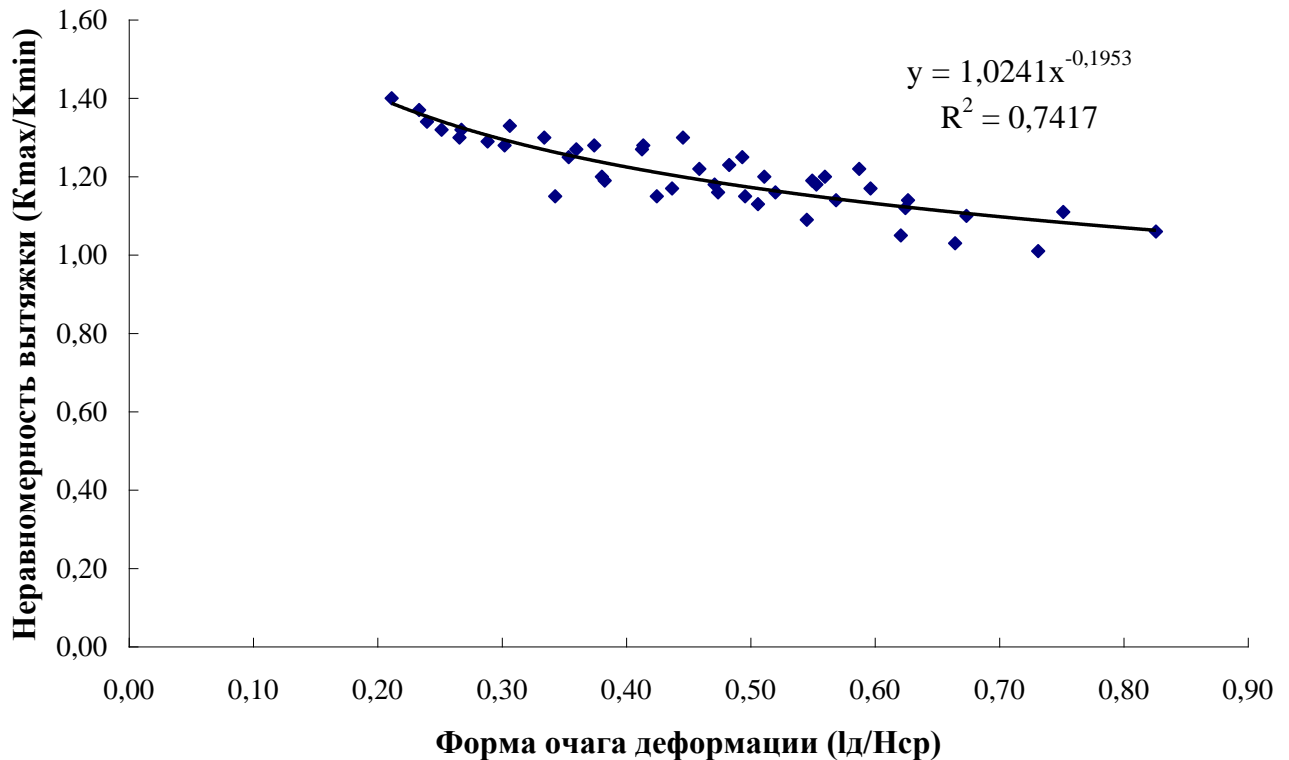


Рисунок 4.17 – Зависимость неравномерности коэффициентов вытяжки по сечению раската от формы очага деформации

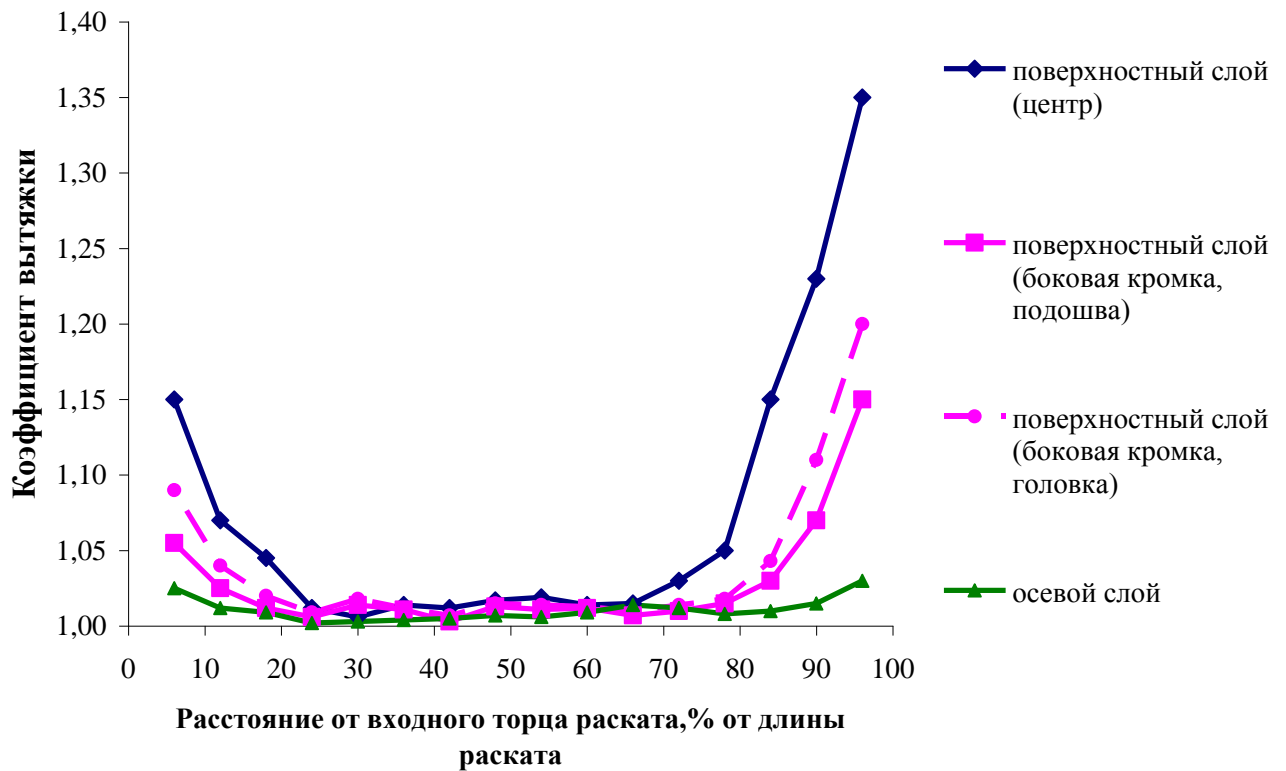
Полученные результаты объясняются изменением степени деформации различных слоев раската в зависимости от соотношения продольно-вертикальных размеров очага деформации (формы очага деформации). Глубина проникновения деформации и ее относительные значения в осевой зоне возрастают с увеличением соотношения $l_d/h_{ср}$. При $l_d/h_{ср} < 0,3$ осевая зона не подвергается пластической деформации (имеет место только упругая деформация), в результате чего вытяжка в продольном направлении в осевой зоне после прокатки практически отсутствует. В случае соотношения продольно-вертикальных размеров очага деформации ($l_d/h_{ср}$) в пределах 0,3-0,5 осевые слои металла

подвергаются принудительному пластическому растяжению (вытяжке), хотя деформация в этом случае не является сквозной – в результате осевые слои получают значительно меньшую вытяжку по сравнению с поверхностными слоями раската [251]. При $l_d/h_{cp} = 0,5-1,5$ деформация проникает на всю глубину раската, но при этом вытяжка поверхностных слоев по-прежнему происходит интенсивнее относительно осевой зоны раската. Равенство вытяжек осевого и поверхностного слоев раската наблюдается при значениях $l_d/h_{cp} = 1,5$, а при дальнейшем увеличении значения данного параметра осевые слои начинают деформироваться интенсивнее поверхностных.

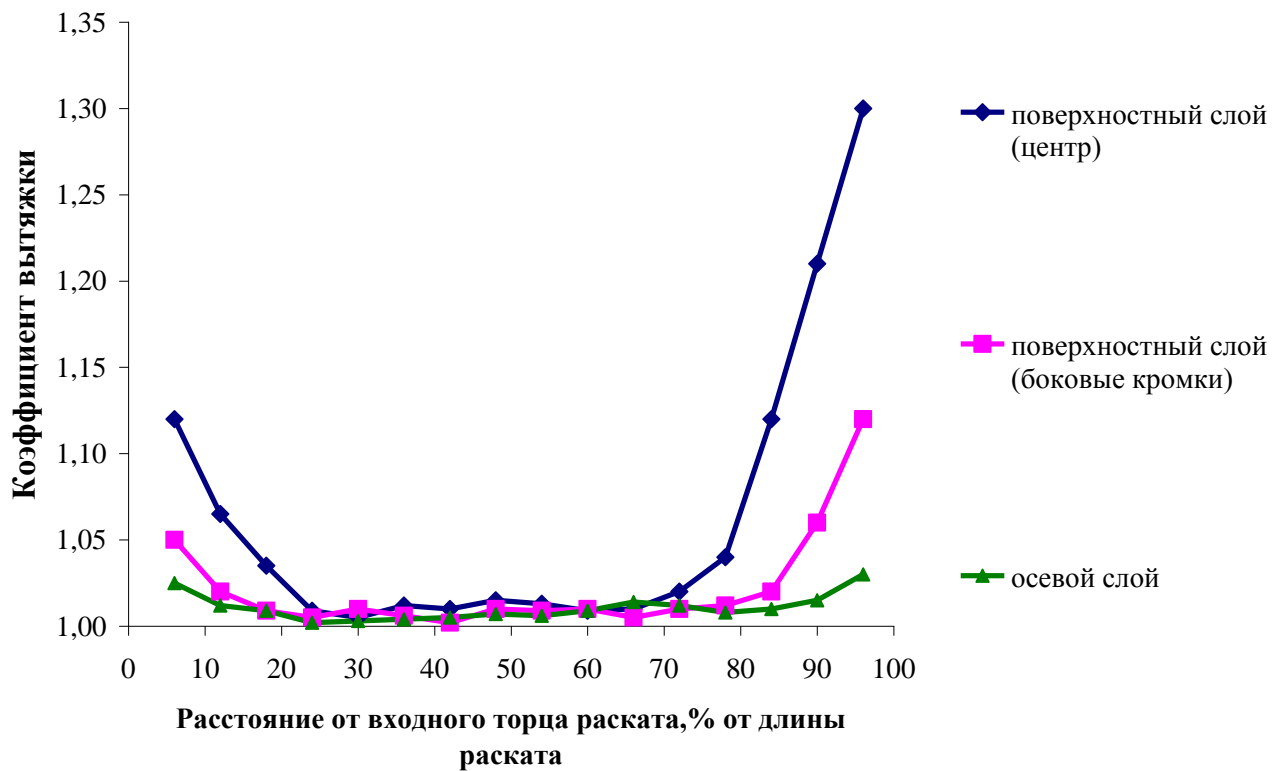
При проведении экспериментальных исследований значение параметра l_d/h_{cp} находились в пределах 0,21-0,83, что обуславливает превышение вытяжек поверхностного слоя раската относительно осевого слоя во всем рассматриваемом диапазоне изменения соотношения продольно-вертикальных размеров очага деформации.

Закономерности течения металла при прокатке в калибре типа «лежачая трапеция» в целом аналогичны вышеприведенным данным для ящичных калибров за исключением распределения коэффициентов вытяжек по поверхностям граней, приконтактных с валками. Указанный факт обусловлен несимметричной формой данного калибра относительно вертикальной оси, в отличие от предыдущего по ходу прокатки ящичного калибра, и соответствующей неравномерностью деформаций (обжатий) по ширине раската. По полученным данным (рисунок 4.18 а) при прокатке в калибре типа «лежачая трапеция» коэффициенты вытяжки поверхностных слоев в зоне калибра, соответствующей будущей подошве профиля, значительно ниже по сравнению с коэффициентами вытяжки в месте формирования будущей головки профиля.

При прокатке в калибре типа «трапеция» неравномерность коэффициентов вытяжки поверхностных слоев раската по ширине контактных граней не наблюдается (рисунок 4.18 б), что объясняется симметричной формой калибра относительно вертикальной оси и симметричной формой задаваемого в калибр исходного подката.



а



б

Рисунок 4.18 – Распределение коэффициентов вытяжки в объеме раската при прокатке в калибрах типов «лежащая трапеция» (а) и «трапеция» (б)

Исследованиями выкатываемости поверхностных дефектов установлено, что применительно к условиям прокатки во всех типах исследуемых калибров интенсивность уменьшения размеров дефектов значимо определяется их расположением и пространственной ориентацией.

По полученным данным наиболее интенсивно выкатываются продольные дефекты, а наименьшая интенсивность характерна для поперечных относительно оси прокатки дефектов (рисунки 4.19 а, б).

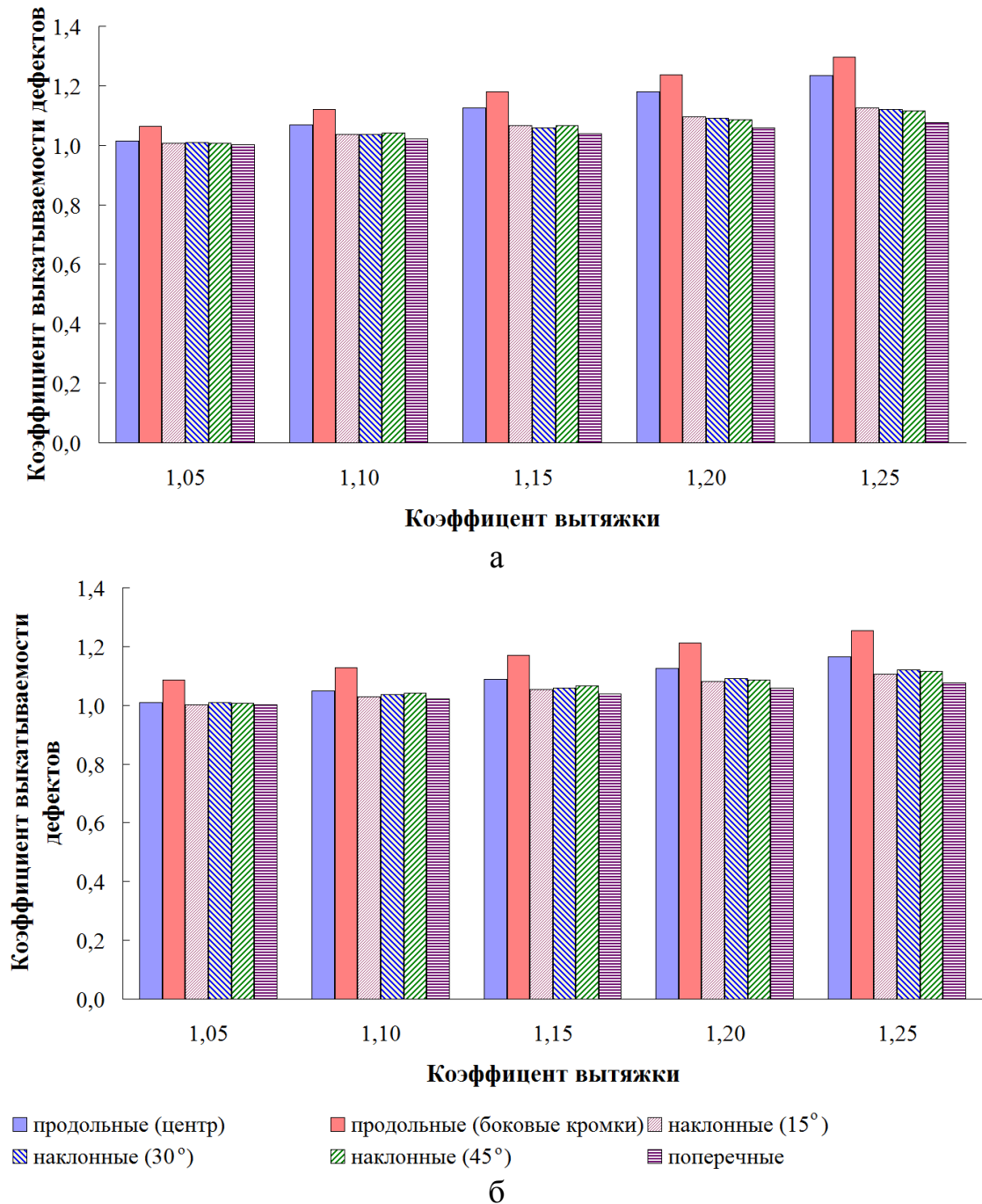


Рисунок 4.19 – Зависимость выкатываемости поверхностных дефектов по глубине (а) и ширине (б) от коэффициентов вытяжки и расположения дефектов

Данный факт объясняется тем, что при прокатке в калибрах в условиях стесненного уширения вытяжка в продольном направлении по абсолютной величине значительно превышает увеличение размеров раската в поперечном направлении. Подтверждением приведенному тезису является раскрытие поперечных и наклонных дефектов вблизи боковых кромок раската (рисунок 4.20).

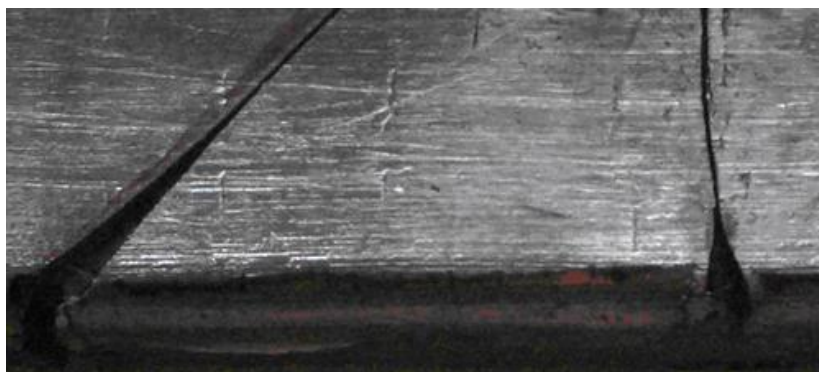


Рисунок 4.20 – Раскрытие поперечных и наклонных к направлению прокатки поверхностных дефектов после деформации в ящичном калибре

Дефекты, расположенные под углом относительно оси прокатки, по интенсивности выкатываемости занимают промежуточное положение между продольными и поперечными дефектами. При этом различие коэффициентов выкатываемости дефектов, имеющих угол наклона относительно продольной оси $15-45^\circ$, не значительно в количественном выражении.

Также установлено, что коэффициент выкатываемости по глубине продольных дефектов, расположенных на ребрах раската, выше в 1,04-1,09 раза по сравнению с выкатываемостью дефектов, расположенных по центру грани, контактирующей с валками при прокатке (рисунок 4.19 а), что согласуется с результатами исследований, ранее проведенных в лабораторных условиях [252] и в условиях действующего прокатного стана [253, 254] и объясняется формированием наименее благоприятной схемы напряженно-деформированного состояния (НДС) металла в приповерхностной зоне раскатов, расположенной вблизи вертикальной оси калибра [255]. При этом зависимость выкатываемости дефектов от их расстояния до вертикальной оси не установлена, что обусловлено значительной шириной указанной зоны с неблагоприятной схемой НДС.

Фактически указанная зона охватывает порядка 70% от ширины дна ящичных калибров [255], в результате чего более благоприятные условия для выкатываемости дефектов создаются только в непосредственной близости от боковых граней калибра. Следует отметить, что на концевых участках раската происходит раскрытие дефектов (увеличение их ширины) что, очевидно, обусловлено, отсутствием внешних зон при прокатке (рисунок 4.21).



а – торец раската, противоположный входному; б – входной торец раската
Рисунок 4.21 – Раскрытие продольных дефектов на концевых участках раската после деформации в ящичном калибре

Установлено, что увеличение коэффициента вытяжки при прокатке повышает выкатываемость поверхностных дефектов независимо от их расположения и пространственной ориентации за исключением дефектов, выходящих на торцы раската или боковые кромки (когда наблюдается раскрытие дефектов). При этом влияние степени деформации на выкатываемость дефектов имеет линейный характер.

Анализ полученных данных свидетельствует, что исходная глубина и ширина поверхностных дефектов в рассматриваемом диапазоне изменения (глубина 1,0-1,5 мм, ширина 0,5-1,0 мм) не оказывает значимого влияния на коэффициенты их выкатываемости. Данный факт обусловлен тем, что глубина проникновения деформации даже при минимальных значениях параметра l_d/h_{cp} значительно превышает глубину дефектов – результаты моделирования,

представленные выше свидетельствуют, что глубина проникновения деформации составляет порядка 30% от высоты образца до прокатки.

На основании обработки экспериментальных результатов получены уравнения множественной регрессии, устанавливающие взаимосвязь между коэффициентом вытяжки при прокатке в ящичных калибрах (при коэффициентах вытяжки не менее 1,05) и коэффициентами выкатываемости поверхностных дефектов различного расположения и пространственной ориентации:

Продольные дефекты в центральной части грани раската:

$$K_H = 1,102 \cdot \lambda - 0,143; \quad K_B = 0,781 \cdot \lambda + 0,189; \quad (4.22)$$

Продольные дефекты вблизи боковых кромок раската:

$$K_H = 1,161 \cdot \lambda - 0,156; \quad K_B = 0,839 \cdot \lambda + 0,206; \quad (4.23)$$

Дефекты, расположенные под углом 15-45° к направлению прокатки:

$$K_H = 0,589 \cdot \lambda + 0,388; \quad K_B = 0,516 \cdot \lambda + 0,461 \quad (4.24)$$

Дефекты перпендикулярные направлению прокатки (поперечные дефекты):

$$K_H = 0,371 \cdot \lambda + 0,613; \quad K_B = 0,302 \cdot \lambda + 0,685, \quad (4.25)$$

где λ – коэффициент вытяжки.

Для внутренних дефектов закономерности влияния коэффициента вытяжки при прокатке и исходных размеров внутренних дефектов на их выкатываемость аналогичны вышеприведенным закономерностям для поверхностных дефектов – повышение коэффициента вытяжки способствует увеличению выкатываемости дефектов, а размер дефектов не оказывает значимого влияния на данный параметр. Касательно влияния места расположения внутренних дефектов на их выкатываемость установлено, что коэффициент выкатываемости линейно снижается при движении от поверхности к сердцевине образца, что обусловлено, как показано выше, неравномерной деформацией по сечению раската (приповерхностные слои деформируются интенсивнее по отношению к центральным слоям раската). Кроме этого следует отметить, что абсолютные величины выкатываемости внутренних дефектов заметно ниже по сравнению с показателями выкатываемости поверхностных дефектов, что также обусловлено неравномерной деформацией по сечению раската. Ниже представлено уравнение

регрессии, отражающее взаимосвязь выкатываемости внутренних дефектов с их расположением и коэффициентом вытяжки (для коэффициентов вытяжки не менее 1,05):

$$K_{\text{вн}} = 0,329 + 0,703 \cdot \lambda - 0,13 \cdot \frac{h_{\text{Д}}}{h_0}, \quad (4.26)$$

где λ – коэффициент вытяжки;

$\frac{h_{\text{Д}}}{h_0}$ – относительное расстояние от места расположения дефекта до поверхности раската ($h_{\text{Д}}$ – расстояние от поверхности до продольной оси дефекта; h_0 – высота полосы до деформации).

4.4 Исследования происхождения характерных дефектов проката из рельсовых сталей

4.4.1 Дефекты железнодорожных рельсов

Результаты исследований внутренних дефектов рельсов, явившихся причиной их отбраковки по результатам ультразвукового контроля, свидетельствуют, что местом их локализации является шейка профиля. При этом выявленные дефекты можно условно разделить на два вида:

- дефекты относительно больших размеров с локализацией в области их расположения скоплений неметаллических включений (встречаются в 85% случаев);
- дефекты относительно малых размеров без скоплений неметаллических включений (встречаются в 15% случаев).

Примеры фрагментов характерного дефекта первого типа, представляющих собой расслоения длиной до 5 мм, представлены на рисунке 4.22.



Рисунок 4.22 – Внутренние дефекты в шейке рельсов со скоплениями неметаллических включений

По результатам рентгенофазового анализа (рисунок 4.23) по межплоскостному расстоянию определены типы неметаллических включений в зоне расслоя [256]: Al_2SiO_5 (Силлиманит (Al: 33%; Si: 18%; O: 49%)); SiO_2 ((Si: 47%; O: 53%) с различной длиной ребер); Al_2O_3 (Корунд (Al: 53%; O :47%)); MnS (Алабандин (Mn: 67-70%; S: 33-30%)), сульфид железа FeS. Исходя из полученных данных причиной образования расслоений является скопление непластичных неметаллических включений SiO_2 , Al_2O_3 , Al_2SiO_5 , а также легкоплавких включений FeS.

При этом анализ неметаллических включений на поверхности образцов (вне зоны расположения дефектов) показал незначительную загрязненность неметаллическими включениями.

Дефекты второго типа представляют собой внутренние трещины, вытянутые в направлении прокатки, без скоплений в области их расположения неметаллических включений (рисунок 4.24). Длина дефектов данного типа не превышает 1 мм.

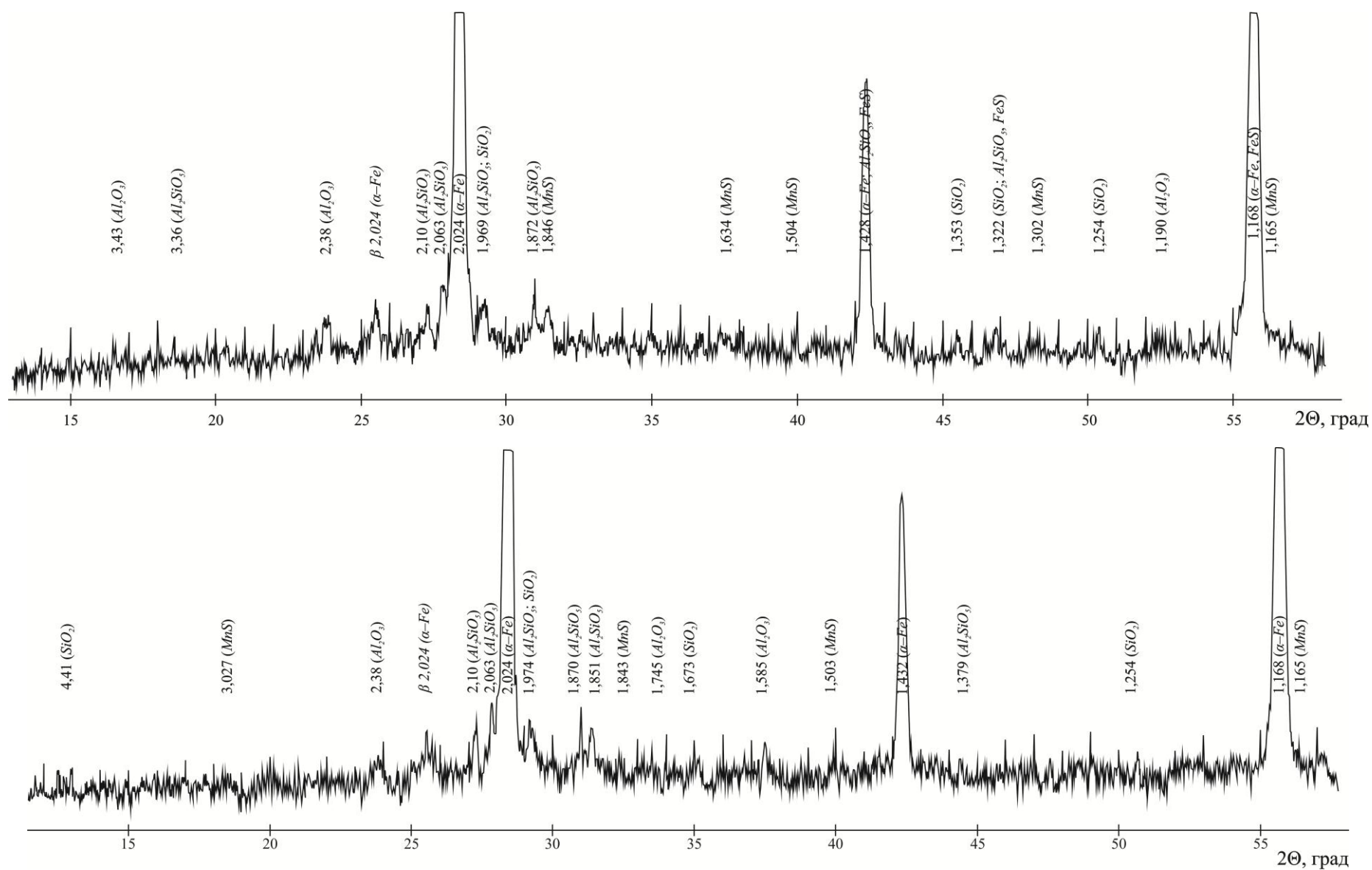
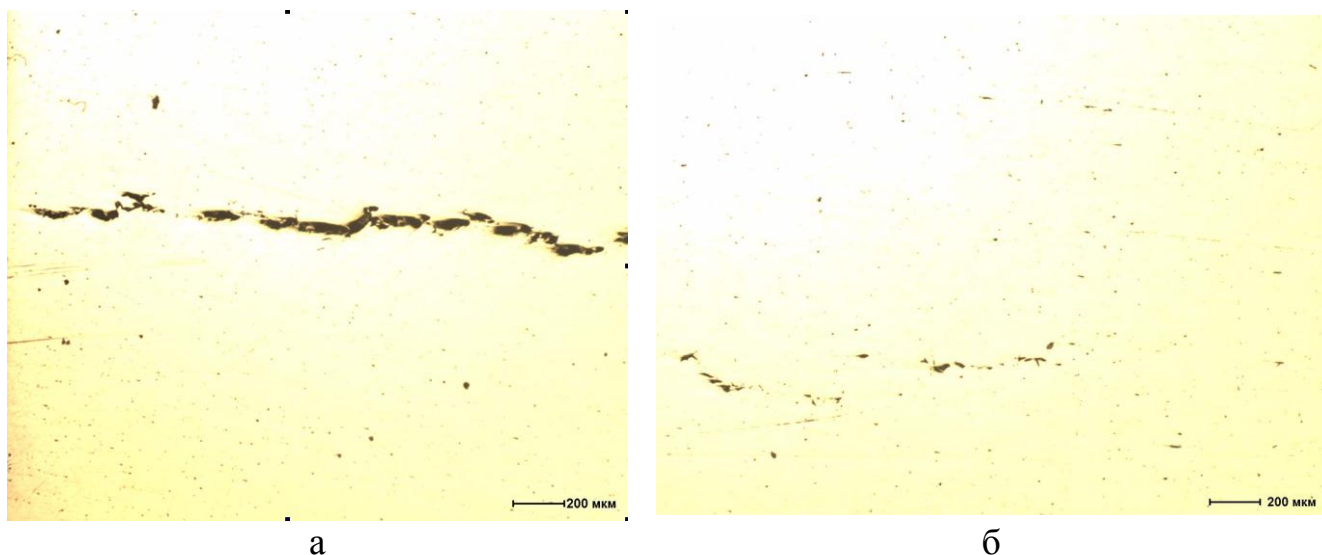


Рисунок 4.23 – Фрагменты дифрактограмм в местах локализации неметаллических включений в расслоении рельсов



а – зона расположения начала трещины; б – зона расположения конца трещины
 Рисунок 4.24 – Внутренние трещины в шейке рельсов без скоплений
 неметаллических включений

Исследованиями неметаллических включений в рельсах, проведенными с использованием методики полуколичественного анализа, установлено, что как в рельсах, отбракованных по результатам ультразвукового контроля, так и в рельсах, где дефекты не выявлены, преобладающим типом включений являются силикаты недеформирующиеся (обнаружены во всех анализируемых пробах) – таблица 4.7. При этом загрязненность включениями указанного типа является наибольшей в шейке рельсов – максимальный балл выявленных включений составляет 4 а (рисунок 4.25 а). В головке рельса имеет место повышенная относительно других элементов рельсового профиля загрязненность сульфидами – максимальный балл выявленных включений данного типа составляет до 3 б (рисунок 4.25 б).

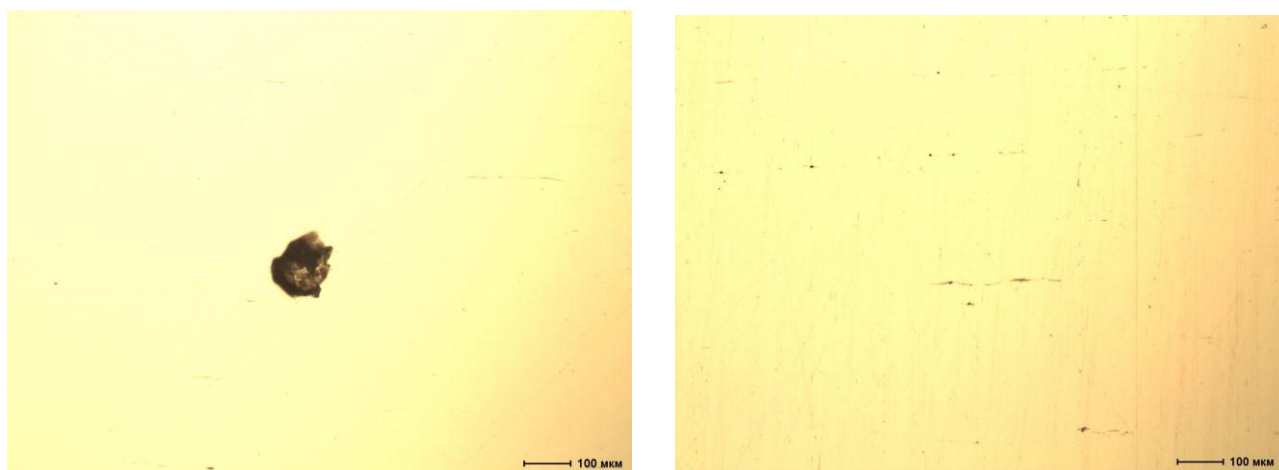
Анализ неметаллических включений, проведенный с помощью метода «Spark-DAT», показал [257, 258], что среди включений силикатного типа достаточно высокую концентрацию имеет только SiO_2 (таблица 4.8). При этом все выявленные включения данного типа имеют малый размер. Установлено, что в рассматриваемом диапазоне размеров включений наиболее значительную концентрацию имеют сульфиды марганца. При этом в отличие от данных полуколичественного анализа значимого различия концентраций указанного типа

включений в головке и шейке не выявлено, что объясняется преобладанием включений малого размера, не выявляемых при стандартном металлографическом анализе со 100-кратным увеличением. Касательно включений иных типов установлено, что их концентрация незначительна. Так концентрация сложных включений, имеющих в своем составе глинозем ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO} - \text{MgO}$, $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO} - \text{MgO} - \text{CaS}$, $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO}$, $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$) суммарно не превышает 3,1 ppm и 1,6 ppm – для отдельных видов; при этом для большинства из них преобладающим является малый размер.

Согласно полученных данных [256] по сечению рельсов и в рамках отдельных их элементов имеет место достаточно значительная ликвация углерода, марганца и серы относительно содержания в ковшевой пробе (рисунок 4.26). Ликвация по углероду обуславливает имеющий место широкий диапазон твердости в рамках отдельных элементов рельсового профиля (таблица 4.9), а ликвация по сере, достигающая +100отн.%, очевидно, обуславливает значительную концентрацию сульфидов.

Таблица 4.7 – Распределение неметаллических включений по элементам железнодорожных рельсов

Вид включения	Распределение включений по элементам рельса (максимальный балл)			
	Головка		Шейка	Подошва
	Боковые пробы	Центральные пробы)		
Рельсы категории ДТ350 из стали Э76ХФ				
Силикаты недеформирующиеся	2б	1б	4а	3б
Сульфиды	3б	-	-	-
Оксиды точечные	1а	-	1а	-
Силикаты пластичные	-	3б	2а	-
Нитриды алюминия	-	1б	2б	3б
Рельсы категории ДТ370ИК из стали Э90ХАФ				
Силикаты недеформирующиеся	1б	1б	3б	2б
Сульфиды	-	3б	-	2б
Оксиды строчечные	2а	-	-	-
Силикаты пластичные	1а	2б	1б	-



а

б

а – силикаты недеформирующиеся в шейке (балл 4 а);

б – сульфиды в головке (балл 3 б)

Рисунок 4.25 – Характерные неметаллические включения в рельсах

Таблица 4.8 – Относительная концентрация и размеры неметаллических включений по элементам рельсовых профилей

Тип включения	Относительная концентрация включений, ppm (распределение включений по размерам, %: менее 2-6 мкм / 6-10 мкм / более 10 мкм)			
	рельсы стали Э76ХФ		рельсы стали Э90ХАФ	
	головка	шейка	головка	шейка
SiO ₂	7,73 (100/0/0)	9,27 (100/0/0)	3,35 (100/0/0)	14,92 (100/0 0)
MnS	34,86 (100/0/0)	30,78 (56,2/43,8/0)	35,04 (59,9/29,9/10,2)	43,35 (72,6/15,2/12,2)
Al ₂ O ₃	0,28 (52,6/18,4/29,0)	0,30 (66,7/8,3/25,0)	0,18 (61,4/15,9/22,7)	0,11 (65,8/8,6/25,6)
Al ₂ O ₃ –CaO– MgO	1,54 (29,5/16,7/53,8)	0,95 (37,5/16,6/45,9)	1,33 (50,4/19,8/29,8)	1,60 (52,5/13,8/33,8)
Al ₂ O ₃ –CaO– MgO–CaS	0,88 (24,3/18,3/57,5)	1,22 (33,3/16,7/50,0)	1,19 (38,8/20,4/40,7)	0,88 (53,6/7,3/39,1)
Al ₂ O ₃ –CaO	0,34 (47,9/27,9/24,1)	0,31 (53,4/13,2/33,3)	0,33 (48,5/22,6/29,0)	0,19 (60,0/10,0/29,9)
Al ₂ O ₃ –MgO	0,31 (30,1/19,9/50,0)	0,30 (50,0/10,0/40,0)	0,03 (44,8/20,8/34,4)	0,08 (57,8/7,6/34,6)

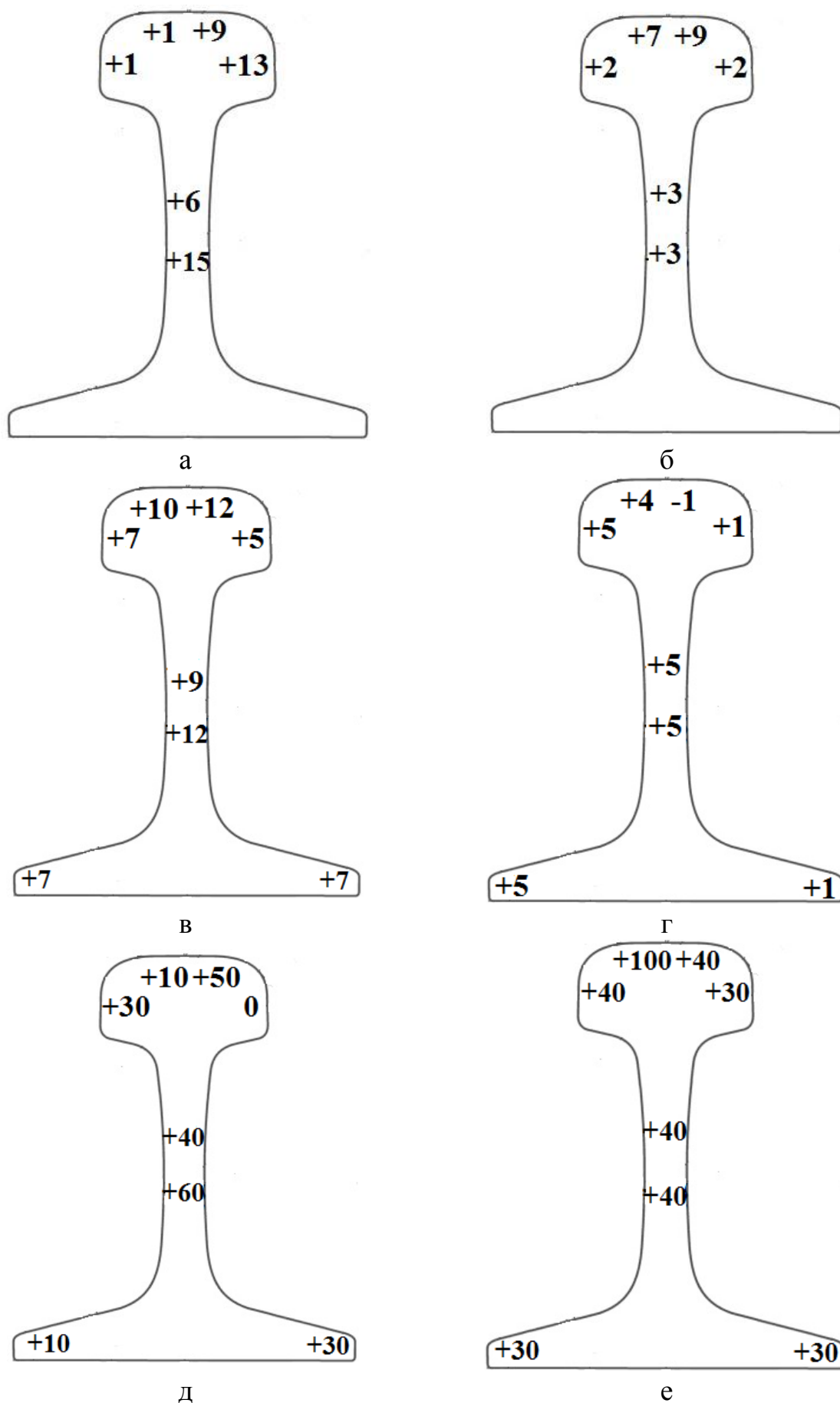


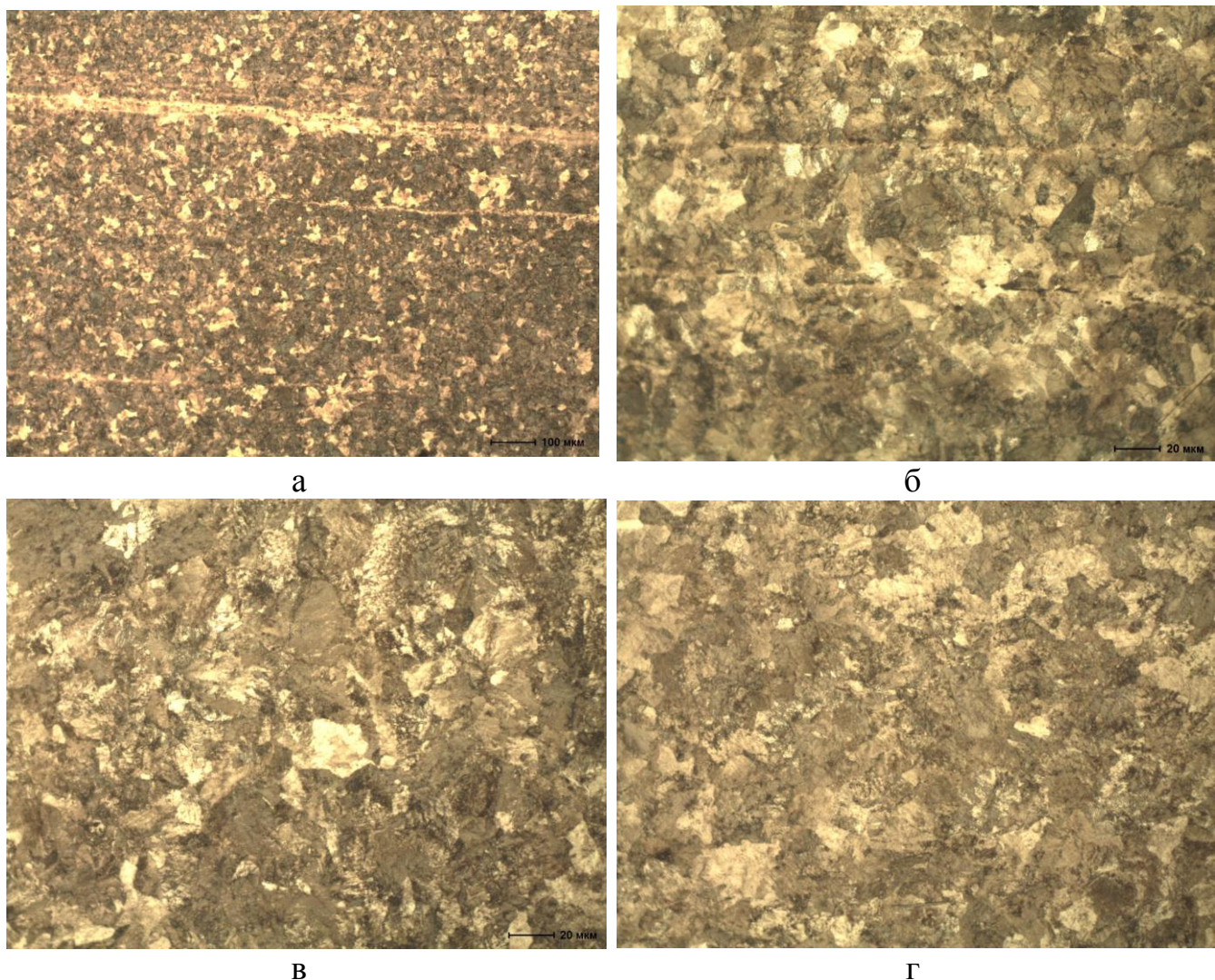
Рисунок 4.26 – Ликвация углерода (а, б), марганца (в, г) и серы (д, е) по сечению рельсов сталей Э76ХФ и Э90ХАФ соответственно

Таблица 4.9 – Распределение твердости по элементам рельсов

Твердость по элементам профиля, НВ			
Головка		Шейка	Подошва
Боковые пробы	Центральные пробы		
Рельсы категории ДТ350 из стали Э76ХФ			
286-331	341-452	207-255	255-293
Рельсы категории ДТ370ИК из стали Э90ХАФ			
341-415	352-415	248-293	248-293

Достаточно сильное развитие ликвационных процессов подтверждается наличием химической неоднородности в структуре шейки рельсов (рисунок 4.27 а). При этом, как в отбракованных, так и в годных рельсах внутри полос химической неоднородности расположены неметаллические включения (рисунок 4.27 б). Сама микроструктура стали является стандартной для рельсов, подвергнутых дифференцированному термоупрочнению и представлена сорбитом закалки в головке (рисунок 4.27 в), перлитом – в шейке и подошве (рисунок 4.27 г). Размер зерна в головке рельса соответствует №9 и №10, в шейке и подошве – №8 и №9 по ГОСТ 5639-82, что свидетельствует об использовании оптимального режима нагрева заготовок под прокатку.

Обобщая вышеприведенные данные о параметрах качества рельсов текущего производства можно констатировать, что возникновение характерных дефектов первого типа (рисунок 4.22), являющихся причиной отбраковки рельсов при ультразвуковом контроле, происходит при достижении некоторой пороговой концентрации непластичных неметаллических включений. В пользу данного утверждения говорит выявленное значительное развитие ликвации, наличие ликвационных полос в шейке рельсов со скоплениями в указанных полосах неметаллических включений, характерное, как для отбракованных, так и для годных рельсов.



а – химическая неоднородность в шейке; б – расположение неметаллических включений в полосах химической неоднородности;
в, г – общий вид структуры головки и подошвы соответственно
Рисунок 4.27 – Микроструктура рельсов стали Э76ХФ

Проведенными статистическими исследованиями на выборке из плавов с повышенным уровнем отбраковки рельсов показано [259], что значимое влияние на отбраковку рельсов по результатам ультразвукового контроля в существующем диапазоне изменения (таблица 4.10) оказывают следующие факторы:

$$B_{\text{МУЗК(ПОВ)}} = 20,5 + 30,23 \cdot [S]_{\text{ВЫП}} - 0,03 \cdot D_{\text{ПРОД}} - 1,16 \cdot (\text{Осн}_{\text{АКП}}) + 7,70 \cdot [H] + 31,12 \cdot [Cu] + 210,86 \cdot [Sn], \quad (4.27)$$

где $B_{\text{МУЗК(ПОВ)}}$ – отбраковка рельсов на МУЗК на выборке плавов с повышенным уровнем отбраковки, %;

$[S]_{\text{ВЫП}}$ – содержание серы в стали на выпуске из ДСП, %;

$D_{\text{ПРОД}}$ – продолжительность продувки при обработке на АКП, %;

$(\text{Осн}_{\text{АКП}})$ – основность шлака при обработке на АКП, %;

[H] – содержание водорода в стали после вакуумирования, ppm;

[Cu] – содержание меди в готовой стали;

[Sn] – содержание олова в готовой стали.

Таблица 4.10 – Статистические характеристики функций и параметра оптимизации для анализа отбраковки железнодорожных рельсов по внутренним дефектам (выборка плавов с повышенным уровнем отбраковки)

Наименование	Единицы измерения	Область изменения	Среднее значение	Среднее квадратическое отклонение
Брак МУЗК	%	0 – 38,5	27,3	5,6
Содержание серы на выпуске из ДСП	%	0,019 – 0,078	0,031	0,005
Длительность продувки аргоном на АКП	мин.	7,2 – 268	76,7	16,8
Основность шлака АКП	-	1,2 – 5,1	2,6	0,38
Содержание водорода в стали после вакуумирования	ppm	0,6 – 1,5	0,96	0,16
Содержание меди в готовой стали	%	0,06 – 0,16	0,094	0,014
Содержание олова в готовой стали	%	0,003 – 0,014	0,005	0,001

Исследованиями на выборке с пониженным уровнем отбраковки (таблица 4.11) подтверждена воспроизводимость полученных результатов. Полученное уравнение регрессии имеет вид:

$$B_{\text{МУЗК(ПОН)}} = 0,4 + 25,12 \cdot [S]_{\text{ВЫП}} - 0,02 \cdot D_{\text{ПРОД}} - 0,84 \cdot (O_{\text{CH АКП}}) + 4,1 \cdot [H] + 23,2 \cdot [Cu] + 155,61 \cdot [Sn], \quad (4.28)$$

где $B_{\text{МУЗК(ПОН)}}$ – отбраковка рельсов на МУЗК на выборке плавов с пониженным уровнем отбраковки, %.

Следует отметить, что уравнения регрессии (4.27), (4.28) устанавливают взаимосвязь между параметрами металлургического передела и отбраковкой рельсов вне зависимости от вида дефекта, поскольку отнесение дефекта к конкретному типу согласно принятой условной классификации (первый или второй типы дефектов) на значительном массиве плавов, необходимом для проведения статистического анализа является технически не осуществимым. При

этом, исходя из физического смысла на образование дефектов первого типа (рисунок 4.22) оказывают влияние такие параметры, как содержание серы в стали на выпуске из ДСП, основность шлака при обработке на АКП, продолжительность продувки аргоном при обработке на АКП. Повышение содержания серы в стали обуславливает соответствующее увеличение концентрации в рельсах неметаллических сульфидных включений, а повышение основности шлака и увеличение длительности продувки при обработке на АКП наоборот способствует снижению концентрации неметаллических включений за счет ассимиляции их шлаком.

Таблица 4.11 – Статистические характеристики функций и параметра оптимизации для анализа отбраковки железнодорожных рельсов по внутренним дефектам (выборка плавок с пониженным уровнем отбраковки)

Наименование	Единицы измерения	Область изменения	Среднее значение	Среднее квадратическое отклонение
Брак МУЗК	%	0 – 12,3	3,1	1,8
Содержание серы на выпуске из ДСП	%	0,018 – 0,045	0,026	0,004
Длительность продувки аргоном на АКП	мин.	43 – 252	85,1	11,2
Основность шлака АКП	-	1,8 – 4,9	2,6	0,27
Содержание водорода в стали после вакуумирования	ppm	0,7 – 1,2	0,83	0,09
Содержание меди в готовой стали	%	0,05 – 0,13	0,081	0,011
Содержание олова в готовой стали	%	0,002 – 0,011	0,004	0,001

В свою очередь установленное влияние повышения концентрации меди, олова и водорода в стали на увеличение отбраковки рельсов, очевидно, связано с вероятностью образования внутренних дефектов второго типа (рисунок 4.24). Механизм отрицательного влияния меди и олова на образование дефектов рельсов связан со склонностью данных примесей к сегрегации в межзеренных пространствах и низкой температуре плавления [155-157]. Повышение

среднеплавочного содержания меди и олова в рельсовой стали приводит к пропорциональному увеличению концентраций данных элементов на границах зерен, что приводит к охрупчиванию металла при температурах горячей деформации и повышает вероятность образования дефектов в рельсах. Следует отметить, что диапазон изменения концентраций меди и олова на рассматриваемых плавках соответствует пороговым концентрациям, после достижений которых по данным ряда исследований [157-160] происходит значимое ухудшение качества стали. Так согласно результатам работы [160] отрицательное влияние меди начинает сказываться при увеличении ее содержания от 0,08%, пороговая концентрация олова по мнению авторов работы [157] составляет 0,006%. Таким образом, выявленное значимое влияние меди и олова на качество рельсовой стали совпадает с имеющимися литературными данными для других марок стали. Повышение содержания водорода способствует увеличению риска образования внутренних трещин (флокенов), механизм возникновения которых подробно описан в разделе 1 данной работы. На рассматриваемой выборке содержание водорода в стали при замерах в промежуточном ковше не превышало 1,5 ppm и в среднем составило 1,0 ppm, что согласно общепринятым представлением является низкими показателями и не оказывает значимого влияния на образование внутренних дефектов в виде флокенов. Однако существует мнение [171] о возможности образования внутренних дефектов проката при низком содержании водорода и одновременном наличии значительных внутренних напряжений. То есть наличие указанных напряжений сдвигает границы допустимого содержания водорода в сторону меньших значений.

Вышеприведенные результаты металлографических и статистических исследований свидетельствуют о сталеплавильном происхождении внутренних дефектов рельсов. Хотя для представленных уравнений регрессии (4.27) и (4.28) совокупный коэффициент детерминации составил 0,75 и 0,69 (объясненная суммарная относительная степень влияния параметров металлургического передела, представленных в уравнении, составляет 75% и 69% соответственно),

исходя из полученных результатов металлографических исследований, оставшиеся 25% и 31% не объясненной вариации не могут быть отнесены к влиянию параметров прокатного передела и связаны с влиянием параметров сталеплавильного передела, не фиксируемых в процессе производства рельсовой стали, а также с вышеуказанной особенностью проведения статистического анализа (отсутствием возможности разделения дефектов по видам).

Проведенными исследованиями установлено, что характерные поверхностные дефекты рельсов, аналогично внутренним дефектам, можно условно разделить на два вида:

- дефекты прокатного происхождения (прокатные плены) – рисунок 4.28;
- поверхностные трещины.

При этом преобладающим (70% в общем количестве) является первый вид дефектов.

Прокатное происхождение дефектов первого типа (прокатные плены) установлено на основании металлографических исследований и подтверждается отсутствием значительного диффузионного окисления поверхности дефекта и аналогичным характером обезуглероживания в месте локализации дефекта (отслоившегося металла) и основного металла. Процесс образования данных дефектов заключается в раскатывании ранее образовавшихся прокатных дефектов в виде закатов, подрезов, вмятин, морщин.

Дефекты второго типа имеют преимущественно сталеплавильное происхождение, что подтверждается значительно окисленной поверхностью таких дефектов и скоплением неметаллических включений в местах локализации дефектов.

В результате проведенного регрессионного анализа установлено значимое влияние повышения концентрации меди и серы в рельсовой стали (в пределах фактического изменения их концентрации – таблица 4.12,) на увеличение отбраковки рельсов по дефектам поверхности.



Рисунок 4.28 – Внешний вид поверхностных дефектов рельсов

Таблица 4.12 – Статистические характеристики функций и параметра оптимизации для анализа отбраковки железнодорожных рельсов по дефектам поверхности

Наименование	Единицы измерения	Область изменения	Среднее значение	Среднее квадратическое отклонение
плавки с повышенным уровнем отбраковки				
Брак по результатам вихретокового контроля	%	0 – 32,3	11,9	5,1
Содержание серы в готовой стали	%	0,004 – 0,018	0,010	0,002
Содержание меди в готовой стали	%	0,088 – 0,18	0,135	0,023
плавки с пониженным уровнем отбраковки				
Брак по результатам вихретокового контроля	%	0 – 5,3	1,1	1,4
Содержание серы в готовой стали	%	0,006 – 0,011	0,007	0,002
Содержание меди в готовой стали	%	0,072 – 0,15	0,104	0,014

Полученные уравнения регрессии для выборки плавки с повышенным и пониженным уровнем отбраковки рельсов по дефектам поверхности представлены ниже:

$$B_{BT(ПОВ)} = - 2,74 + 55,6 \cdot [Cu] + 693,18 \cdot [S], \quad (4.29)$$

$$B_{BT(ПОН)} = - 4,73 + 29,81 \cdot [Cu] + 386,09 \cdot [S], \quad (4.30)$$

где $B_{BT(ПОВ)}$, $B_{BT(ПОН)}$ – отбраковка рельсов по результатам вихретокового контроля на выборке плавок с повышенной и пониженной отбраковкой соответственно, %;

$[S]$ – содержание серы в стали, %;

$[Cu]$ – содержание меди стали.

Как показано выше, медь при повышенных концентрациях вызывает охрупчивание стали при температурах горячей прокатки. При этом применительно к процессам образования поверхностных дефектов отрицательное влияние меди на качество проката усугубляется ее склонностью к диффузии в поверхностные слои, так называемое «выпотевание» меди. Сера также существенно охрупчивает сталь при температурах горячей деформации, что обуславливает увеличение вероятности образования поверхностных трещин при прокатке.

Согласно полученным данным коэффициент детерминации уравнений (4.29) и (4.30) составляет 0,39 и 0,37 соответственно (то есть суммарная доля влияния меди и серы на качество поверхности рельсов составляет 37-39%). Таким образом, доля дефектов прокатного происхождения оценивается на уровне 61-63%.

4.4.2 Дефекты мелющих шаров из отбраковки рельсовой стали

Как упомянуто выше, основным измеряемым в потоке показателем качества мелющих шаров является отбраковка по результатам испытаний на ударную стойкость, так как контроль качества неразрушающими методами не производится. Исследованиями структуры шаров из рельсовой стали К76Ф от 20 партий, не выдержавших испытания на ударную стойкость, установлено, что в 17% случаев причинами разрушения явились дефекты, имеющие основные признаки флокенов в соответствии с классификацией изломов [261] – на поверхности разрушения имеются участки в виде светлых пятен, имеющих более крупнокристаллическое строение по отношению к основному металлу (рисунок 4.29).



Рисунок 4.29 – Общий вид изломов шаров при испытаниях на ударную стойкость

В микроструктуре 62% шаров в месте их изломов обнаружены трещины со скоплениями неметаллических включений, аналогичные вышеприведенным дефектам рельсов (рисунок 4.22), в структуре 12% расколовшихся шаров обнаружены трещины без скоплений неметаллических включений в месте их локализации (рисунок 4.30).

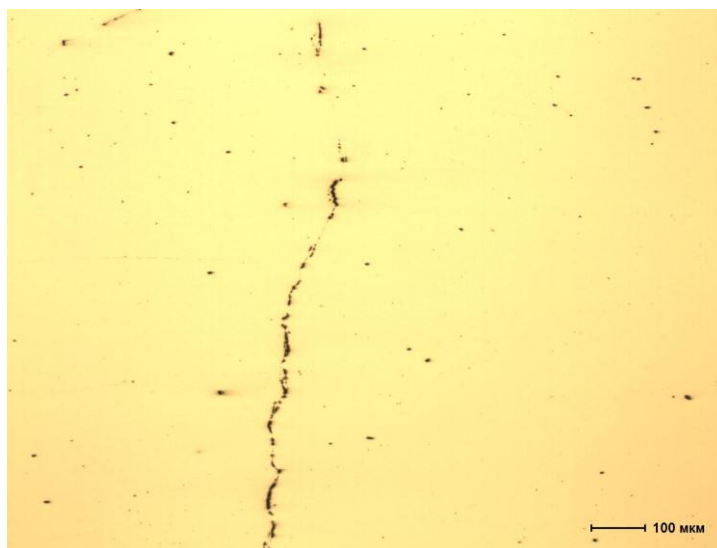
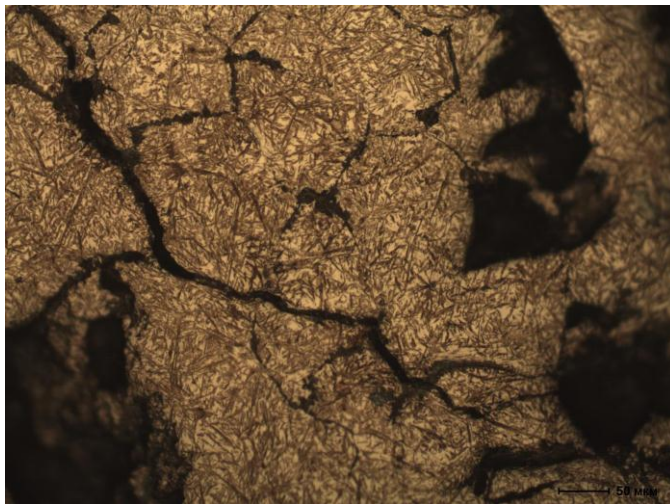


Рисунок 4.30 – Трещина в шаре, расколовшемся после 24 ударов

В структуре оставшихся 9% шаров, не выдержавших испытания на ударную стойкость, выявлены микротрещины по границам раздела фаз мартенсита и троостита (рисунок 4.31 а, б). Наличие троостита свидетельствует об отклонении от оптимального режима термообработки, а именно о пониженной скорости охлаждения при закалке. Полученная двухфазная структура является дефектной по причине значительного различия механических свойств мартенсита и троостита, что повышает вероятность разрушения изделий при ударных

нагрузках. Фактически диапазон изменения твердости в сердцевине шаров со структурой мартенсит + троостит составляет 7-8 HRC, что подтверждает вышеприведенный тезис о неравномерности механических свойств. Следует отметить, что указанная неравномерность свойств усугубляется присутствием в микроструктуре сердцевины таких шаров помимо мартенсита и троостита карбидов цементитного типа (рисунок 4.31 в). Наличие карбидов свидетельствует о повышенном (до заэвтектоидного состава) содержании углерода и обусловлено значительной ликвацией по данному элементу (таблица 4.13). При этом следует отметить, что ликвация остальных химических элементов находится на крайне незначительном уровне.



а



б



в

а – микротрещина между двумя разрушенными частями поверхности шара;

б – образование микротрещины по границам зерен
(место нахождения трооститной составляющей)

в – центральная зона шара

Рисунок 4.31 – Микроструктура шара расколовшегося после 29-ти ударов

Таблица 4.13 – Распределение содержания основных химических элементов по сечению шаров из рельсовой стали К76Ф

Место отбора пробы	Массовая доля элементов, %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	V	Mo	Nb	S	P
Поверхность	0,78	0,26-0,27	1,03-1,04	0,08	0,04-0,05	0,01-0,02	0,001-0,002	0,085-0,086	0,005	0,003-0,004	0,016-0,017	0,015-0,017
Расстояние ¼ диаметра от поверхности	0,82-0,83	0,26-0,27	1,02-1,04	0,08	0,05	0,01	0,001-0,003	0,086-0,088	0,003-0,004	0,003	0,014-0,015	0,014-0,016
Сердцевина	0,84-0,85	0,27	1,04-1,05	0,08	0,05	0,01	0,003	0,089-0,092	0,005-0,006	0,003	0,013-0,016	0,015
Требования ГОСТ Р 51685-2013	0,71-0,82*	0,25-0,60	0,75-1,25	н.б. 0,20	н.б. 0,20	н.б. 0,20	н.б. 0,010	0,03-0,15	-	-	н.б. 0,020	н.б. 0,020

* допустимые отклонения в готовых рельсах составляют $\pm 0,02\%$.

С использованием методики множественного регрессионного анализа установлено значимое влияние содержания углерода, серы и водорода в рельсовой стали К76Ф (в существующем диапазоне их изменения – таблица 4.14) на ударную стойкость шаров. Повышение содержания перечисленных элементов увеличивает отбраковку шаров по результатам копровых испытаний:

$$B_{\text{КОПР}} = -12,9 + 11,8 \cdot [C] + 3,7 \cdot [H] + 102,3 \cdot [S], \quad (4.31)$$

где $B_{\text{КОПР}}$ – отбраковка шаров по результатам копровых испытаний, %;

$[C]$, $[S]$ – содержание углерода и серы в стали, %;

$[H]$ – содержание водорода в стали, ppm.

Отрицательное влияние повышения содержания углерода на ударную стойкость шаров обусловлено, как показано выше, образованием карбидов цементитного типа (рисунок 4.31 в) при достижении содержания углерода, соответствующего заэвтектоидной стали. Отрицательное влияние водорода связано с образованием флокенов, выявленных в изломе ряда расколовшихся шаров (рисунок 4.29), а влияние серы – с образованием непластичных сульфидов (рисунок 4.23).

Относительная степень влияния вышеприведенных параметров сталеплавильного передела на отбраковку шаров по результатам копровых

испытаний составила 48% (коэффициент детерминации уравнения (4.31) составил $k_{\text{сов}} = 0,48$).

Таблица 4.14 – Статистические характеристики функций и параметра оптимизации для мелющих шаров из рельсовой стали К76Ф

Наименование	Единицы измерения	Область изменения	Среднее значение	Среднее квадратическое отклонение
Брак по результатам копровых испытаний	%	0 – 15,2	3,8	1,1
Содержание углерода в стали	%	0,75 – 0,87	0,78	0,09
Содержание водорода в стали	ppm	1,2 – 2,0	1,7	0,3
Содержание серы в стали	%	0,008 – 0,018	0,012	0,003
Содержание фосфора в стали	%	0,011 – 0,020	0,015	0,004
Содержание ванадия в стали	%	0,07 – 0,11	0,09	0,01
Содержание кремния в стали	%	0,28 – 0,41	0,35	0,04
Содержание никеля в стали	%	0,04 – 0,07	0,05	0,01
Содержание хрома в стали	%	0,04 – 0,09	0,07	0,01
Содержание меди в стали	%	0,01 – 0,05	0,03	0,01
Содержание титана в стали	%	0,001-0,006	0,003	0,001

Следует отметить, что фактический интервал изменения содержания большинства химических элементов, содержание которых в стали К76Ф регламентировано в ГОСТ Р 51685-2013, (за исключение углерода, серы и фосфора) является достаточно узким (таблица 4.14). В связи с этим для более детального анализа влияния химического состава рельсовых сталей на параметры микроструктуры мелющих шаров, определяющие их ударную стойкость, проведены дополнительные лабораторные экспериментальные исследования [261]. В качестве объектов исследований использованы отлитые в формы стальные образцы. Варьирование химического состава полученных образцов достигалось за счет использования в шихте для выплавки стали отбраковки заготовок рельсовых сталей различных марок и за счет дополнительного легирования феррохромом и ферроникелем. Шихтовку плавок производили исходя из получения 5 вариантов химического состава (таблица 4.15), из которых вариант №1 соответствует стали марки 76ХФ, варианты №2, 4, 5 – стали 76ХФ

дополнительно легированной никелем и хромом сверх нормативных значений, а вариант №3 – стали 90ХАФ.

Таблица 4.15 – Химический состав образцов из рельсовых сталей при проведении лабораторных исследований

№ варианта	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	V	S	P
1	0,74	0,35	0,80	0,40	0,10	0,11	0,005	0,038	0,012	0,011
2	0,70	0,34	0,77	1,46	0,74	0,12	0,005	0,037	0,012	0,011
3	0,83	0,36	0,83	0,82	0,20	0,12	0,007	0,075	0,017	0,010
4	0,74	0,38	0,77	1,67	0,86	0,10	0,015	0,038	0,010	0,005
5	0,76	0,31	0,74	1,08	0,47	0,12	0,007	0,037	0,009	0,008
Требования к составу рельсовых сталей по ГОСТ 51685-2013										
Сталь 76ХФ	0,71- 0,82	0,25- 0,60	0,75- 1,25	0,20- 0,80	Н.б. 0,20	Н.б. 0,20	Н.б. 0,010	0,03- 0,15	Н.б. 0,020	Н.б. 0,020
Сталь 76Ф	0,71- 0,82	0,25- 0,60	0,75- 1,25	Н.б. 0,20	Н.б. 0,20	Н.б. 0,20	Н.б. 0,010	0,03- 0,15	Н.б. 0,020	Н.б. 0,020
Сталь 90ХАФ	0,83- 0,95	0,25- 0,60	0,75- 1,25	0,20- 0,60	Н.б. 0,20	Н.б. 0,20	Н.б. 0,010	0,08- 0,15	Н.б. 0,020	Н.б. 0,020
Допустимые отклонения в готовой продукции	±0,02	±0,02	±0,05	±0,02	-	-	-	±0,02	+0,005	+0,005

Образцы, полученные литьем в формы, подвергали термообработке в следующей последовательности:

1) отжиг образцов путем нагрева в печи до температуры $820 \pm 20^\circ\text{C}$ и выдержка при заданной температуре в течение 0,5 часа с последующим остыванием на воздухе;

2) нагрев в печи с последующей закалкой в воде; температуру нагрева под закалку выбирали исходя из полученного химического состава стали (для доэвтектоидных сталей – на $30-50^\circ\text{C}$ выше точки A_{C3} , а для заэвтектоидной стали – на $30-50^\circ\text{C}$ выше точки A_{C1});

3) низкий отпуск путем нагрева в печи до температуры 250°C , выдержки при данной температуре в течение 2 ч и остыванием образцов в печи до комнатной температуры.

Выбранная схема термообработки моделирует условия производства катаных мелющих тел: отжиг моделирует процесс нагрева под прокатку, закалка

+ низкий отпуск являются стандартной термообработкой для мелющих тел повышенной твердости (низкий отпуск снимает закалочные напряжения, практически не снижая твердость).

Проведенными исследованиями микроструктуры исходных образцов установлено (рисунок 4.32), что при дополнительном легировании рельсовой стали 76ХФ никелем и хромом сверх установленного нормативной документацией предела (варианты №2 и №4 в таблице 4.15) в литом состоянии имеет место выраженная дендритная ликвация, которая снижается, но полностью не устраняется после отжига. В структуре мелющих тел из заэвтектидной стали 90ХАФ (вариант №3 в таблице 4.15) после отжига выявлен расположенный по границам зерен цементит. Указанные структуры являются дефектными с точки зрения возможности достижения высокой ударной стойкости мелющих тел. Наиболее оптимальной структурой обладают мелющие тела с химическим составом, соответствующим стали 76ХФ (вариант №1 в таблице 4.15).

Замерами поверхностной твердости образцов после закалки и последующего низкого отпуска установлено отсутствие значимых различий между рассматриваемыми вариантами химического состава; при этом вне зависимости от варианта химического состава имеет место высокая в абсолютных значениях твердость (таблица 4.16).

Таким образом, можно сделать вывод, что оптимальным химическим составом для производства мелющих шаров обладают рельсовые стали марок 76ХФ и 76Ф.

Исследованиями влияния температуры прокатки шаров на их ударную стойкость, проведенными методом регрессионного анализа, установлено значимое влияние данного фактора в интервале 900-980°C – повышение температуры прокатки приводит к снижению отбраковки шаров по результатам копровых испытаний:

$$B_{\text{КОПР}} = 17,9 - 0,015 \cdot [t], \quad (4.32)$$

где $B_{\text{КОПР}}$ – отбраковка шаров по результатам копровых испытаний, %;

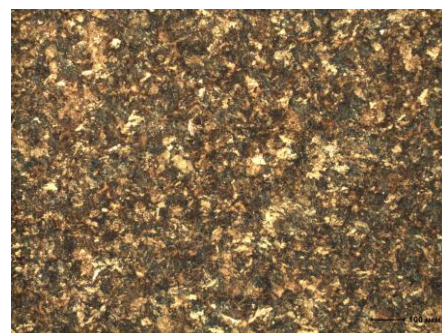
t – температура начала прокатки шаров, °C.

Вариант
химического состава

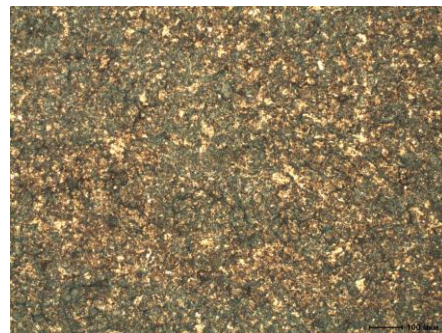
В литом состоянии

После отжига (моделирует
нагрев под прокатку)

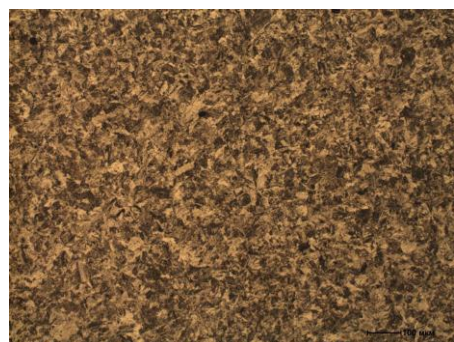
№1
(сталь 76ХФ)



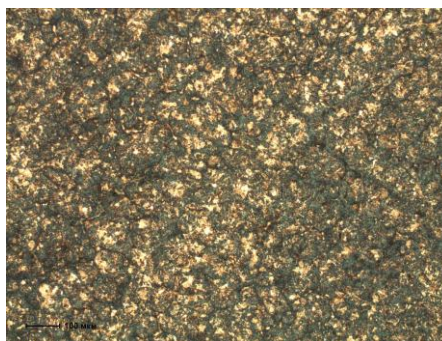
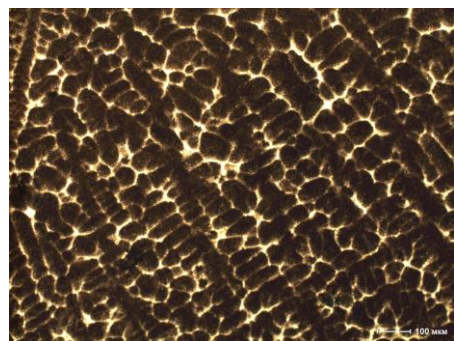
№2
(сталь 76ХФ,
дополнительно
легированная
хромом до 1,46% и
никелем до 0,74%)



№3
(сталь 90ХАФ)



№4
(сталь 76ХФ,
дополнительно
легированная
хромом до 1,67% и
никелем до 0,86%)



№4
(сталь 76ХФ,
дополнительно
легированная
хромом до 1,08% и
никелем до 0,47%)

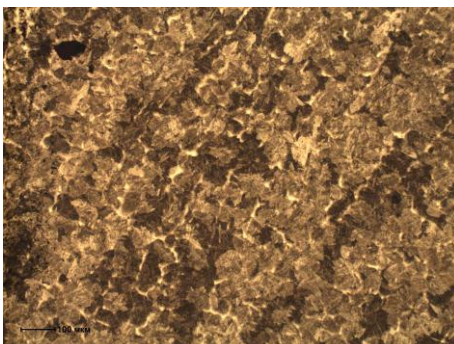


Рисунок 4.32 – Микроструктура образцов рельсовых сталей различного состава

Таблица 4.16 – Твердость образцов рельсовых сталей после термообработки, соответствующей режимам производства мелющих шаров

№ варианта	Твердость, HRC					
	после закалки			после отпуска		
	min	max	средняя	min	max	средняя
1	62	64	63	60	62	61
2	62	64	63	60	61	60
3	60	61	61	58	59	59
4	63	66	65	60	64	62
5	61	64	63	59	61	60

Полученный характер влияния температуры прокатки шаров на их ударную стойкость обусловлен повышением вероятности заваривания дефектов при увеличении температуры деформации за счет повышения пластичности стали: как показано в разделе 3 данной работы (рисунок 3.14) критерий пластичности рассматриваемой стали K76Ф увеличивается в интервале температур деформации от 900°C до 1100-1150°C. Относительная степень влияния температуры прокатки на отбраковку шаров по результатам копровых испытаний составила 23% ($k_{\text{сов}} = 0,23$).

С учетом полученных данных регрессионного анализа суммарная относительная степень влияния параметров сталеплавильного и прокатного переделов на отбраковку шаров при ударных испытаниях составила 71%, в том числе: 48% – сталеплавильный передел, 23% – прокатный передел. Оставшиеся 29% необъясненной вариации относятся к влиянию параметров, не рассмотренных при проведении анализа, для которых отсутствует инструментальная фиксация в потоке производства. К таким параметрам, исходя из полученных результатов металлографических исследований расколовшихся шаров (рисунок 4.31), а также опираясь на результаты ранее проведенных исследований влияния параметров производства шаров на их ударную стойкость [262-264], можно отнести параметры, характеризующие режимы термообработки (скорость охлаждения при закалке, температура охлаждающей среды).

4.5 Выводы

1. На основании математического моделирования процессов прокатки рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана, заготовок в указанных клетях и в условиях сортового стана, шаров в условиях стана поперечно-винтовой прокатки, проведенного с использованием программного комплекса «DEFORM-2D», установлены основные закономерности формирования напряженно-деформированного состояния металла:

- при прокатке рельсов и заготовок вне зависимости от формы используемых калибров («ящичные», «трапеция», «лежачая трапеция», «рельсовые», «ребровой овал», «овал») увеличение коэффициентов вытяжки по проходам, повышение температуры начала прокатки и дополнительные кантовки раската способствуют формированию более благоприятной схемы НДС металла (снижению максимальных значений критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската);

- для условий прокатки рельсов в специализированных «рельсовых» калибрах дополнительное к вышеприведенным параметрам влияние на снижение максимальных значений критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската оказывает повышение степени подобия формы калибров и исходного подката;

- при производстве шаров на стане поперечно-винтовой прокатки повышение температуры деформации обуславливает снижение максимального значения критерия Кокрофта-Лэтэма в осевой зоне шаров, то есть способствует формированию более благоприятной схемы НДС металла.

Полученные данные обобщены в виде аналитических зависимостей максимальных значений критерия Кокрофта-Лэтэма от перечисленных параметров прокатки.

2. Экспериментальными лабораторными исследованиями процессов течения металла и выкатываемости дефектов при деформации в калибрах различной формы, используемых в черновых клетях рельсобалочного стана при производстве рельсов (за исключением специализированных рельсовых

калибров), а также калибров, используемых при производстве заготовок в указанных клетях и в условиях сортового стана установлены следующие общие закономерности:

- имеет место значительная неравномерность коэффициентов вытяжки поверхностных слоев раската по длине и ширине, а также неравномерность вытяжки по сечению раската; при этом наибольшей вытяжке подвергаются поверхностные зоны, прилегающие к торцам раската, а зависимость неравномерности коэффициентов вытяжек по сечению раската от формы очага деформации имеет выраженный степенной характер;

- значимое влияние на выкатываемость поверхностных дефектов в процессе деформации оказывают коэффициенты вытяжки по проходам, расположение и пространственная ориентация дефектов; наиболее интенсивно, как по глубине, так и по ширине выкатываются продольные дефекты, а наименее интенсивно – поперечные дефекты, при этом выкатываемость дефектов увеличивается при повышении коэффициента вытяжки вне зависимости от их пространственной ориентации и месторасположения;

- на выкатываемость внутренних дефектов значимое влияние оказывает коэффициент вытяжки и расстояние места расположения дефекта от поверхности раската; при увеличении коэффициента вытяжки и по мере приближения дефектов к поверхности их выкатываемость возрастает.

3. На основании комплекса металлографических, рентгенофазовых и статистических исследований определено происхождение характерных поверхностных и внутренних дефектов рельсов, являющихся причиной их отбраковки при инструментальном контроле в потоке производства и дефектов мелющих шаров, произведенных из отбраковки рельсовой стали, являющихся причиной их неудовлетворительных испытаний на ударную стойкость. Показано, что поверхностные дефекты рельсов имеют преимущественно прокатное происхождение (относительная доля влияния прокатного передела оценивается на уровне 61%), а формирование внутренних дефектов рельсов на 100% связано с влиянием параметров сталеплавильного передела. Установлено, что значимое

влияние на ударную стойкость шаров, производимых из отбраковки рельсовых сталей, оказывает их химический состав, температура прокатки и параметры термообработки. Относительное влияние температуры прокатки на ударную стойкость шаров оценивается на уровне 23% и связано с вероятностью заваривания внутренних дефектов, имеющих в исходных заготовках.

5 Опытнo-промышленное опробование методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей

5.1 Совершенствования режимов прокатки рельсовых профилей на АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

В 2013 г. запущен в эксплуатацию новый универсальный рельсобалочный стан АО «ЕВРАЗ ЗСМК», схема производства рельсовых профилей на котором включает в себя последовательную деформацию в двух черновых реверсивных клетях и на стане «тандем» (непрерывная группа клеток, включающая в себя две универсальные клетки и расположенную между ними двухвалковую клеть), также имеется возможность чистовой прокатки в отдельно расположено универсальной клетки – рисунок 5.1.

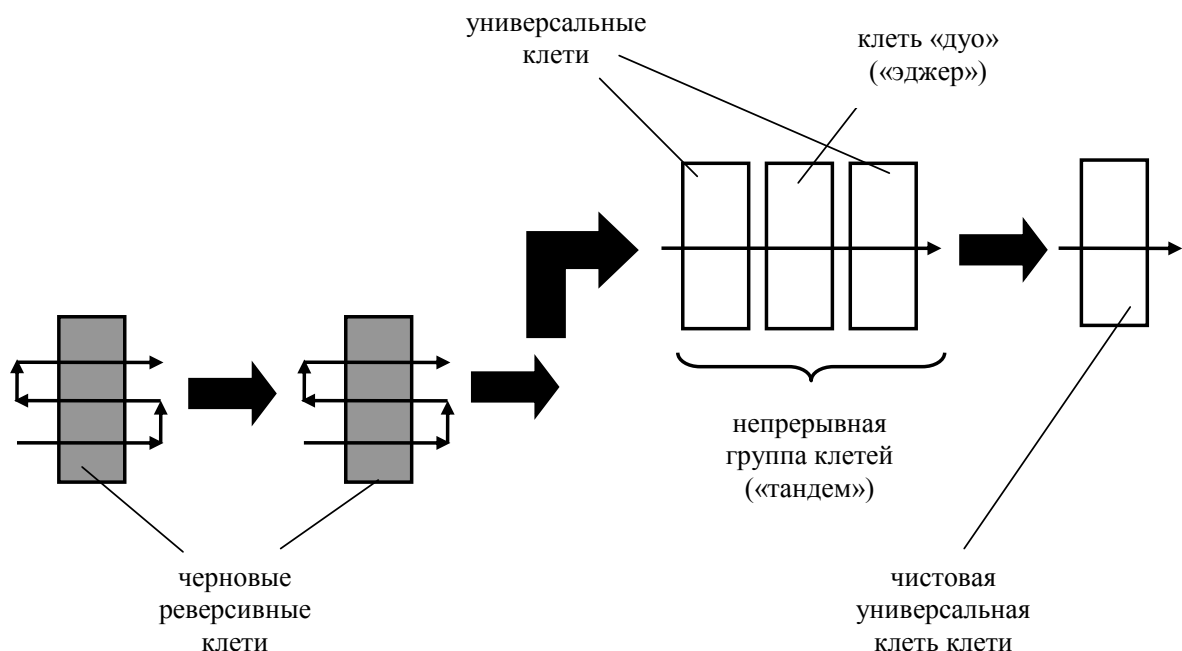


Рисунок 5.1 – Схема прокатки рельсовых профилей на универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Ниже представлены результаты совершенствования режимов прокатки железнодорожных и остряковых рельсов, проведенные с использованием разработанной методики совершенствования режимов производства проката из

рельсовых сталей (раздел 2). Выбор указанных рельсовых профилей в качестве объектов исследования обусловлен следующим:

- железнодорожные рельсы являются основным (наиболее массовым) видом продукции рельсобалочного стана;
- остряковые рельсы имеют ярко выраженную ассиметричную форму поперечного сечения, что обуславливает более сложный характер деформации при их производстве.

5.1.1 Совершенствования режима прокатки железнодорожных рельсов

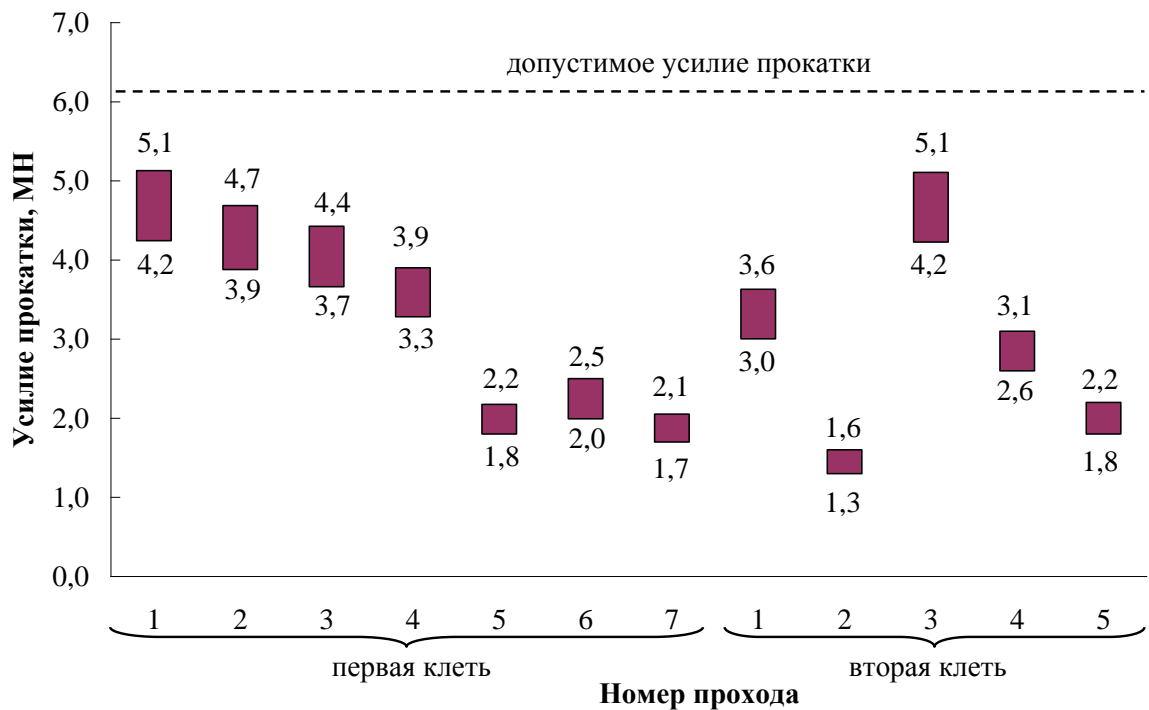
Режим прокатки железнодорожных рельсов, предложенный поставщиком оборудования нового универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» и принятый в качестве базового для совершенствования режима прокатки, включает в себя последовательную деформацию за 7 проходов в первой черновой реверсивной клетки, 5 проходов во второй черновой реверсивной клетки и прокатку на стане «тандем» за 3 прохода (таблица 4.1, рисунок 4.1).

В настоящее время основная масса железнодорожных рельсов производится из сталей Э76ХФ (рельсы общего назначения) и стали Э90ХАФ (рельсы повышенной износостойкости и контактной выносливости). В связи с этим расчеты параметров, характеризующих качество рельсов, энергоэффективность и материалосбережение при их производстве, производительность стана в рамках алгоритма разработанной методики (рисунок 2.3), проводили для указанных марок стали.

В соответствии с принятым алгоритмом на первом этапе (рисунок 2.3) провели расчет следующих показателей, характеризующих базовый режим прокатки: усилие прокатки по проходам (рисунок 5.2), коэффициенты подобия формы калибра и исходного подката по проходам (таблица 5.1), максимальные значения критерия Кокорофта-Лэтэма (СИЗП) по проходам (таблица 5.1), а также средние значения указанных показателей.



а



б

а – сталь Э76ХФ; б – сталь Э90ХАФ

Рисунок 5.2 – Расчетные усилия прокатки в черновых клетях при использовании базового режима прокатки железнодорожных рельсов (представлены минимальные и максимальные значения усилия прокатки в рамках ИРВ сопротивления пластической деформации)

По полученным данным (рисунок 5.2) при прокатке железнодорожных рельсов из сталей Э76ХФ и Э90ХАФ по базовому режиму среднее усилие

прокатки по проходам составляет 44% и 55% соответственно от допустимого значения при наиболее «неблагоприятном» химическом составе рассматриваемых рельсовых марок (в соответствии с принятым алгоритмом граничным значением является 65% от допустимого усилия прокатки).

Таблица 5.1 – Расчетные значения СИЗП по проходам при прокатке железнодорожных рельсов в черновых клетях по базовому режиму

Номер черновой клетки	Номер прохода	Коэффициент подобия формы калибра и подката*	Максимальные значения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската	
			Э76ХФ	Э90ХАФ
1	1	-	0,423	0,448
	2	-	0,429	0,455
	3	-	0,362	0,395
	4	-	0,439	0,465
	5	-	0,375	0,409
	6	-	0,454	0,481
	7	1,08	0,401	0,446
2	1	1,19	0,413	0,458
	2	1,19	0,457	0,488
	3	1,21	0,424	0,470
	4	1,26	0,457	0,493
	5	1,15	0,467	0,500
Среднее по клетям		1,18	0,425	0,459

* для ящичных калибров не рассчитывается, так как не оказывает значимого влияния на СИЗП

Согласно проведенных расчетов среднее значение коэффициента подобия формы калибра и исходного подката (таблица 5.1) составило 1,18 (граничным является 1,15), а среднее значение СИЗП – 0,425 и 0,459 для случаев прокатки рельсов из сталей Э76ХФ и Э90ХАФ (граничным является 0,5).

На основании вышеприведенных результатов в соответствии с принятым алгоритмом (рисунок 2.3) в качестве направлений для совершенствования режима прокатки рельсов выбраны: интенсификация режима обжатий (уменьшение количества проходов за счет перераспределения обжатий между ними) и изменение калибровки валков. Основными отличительными особенностями нового усовершенствованного режима прокатки железнодорожных рельсов (рисунок 5.3, таблица 5.2) от базового режима их прокатки (рисунок 4.1, таблица 4.1) являются: снижение количества проходов во второй черновой клетке с 5 до 3

за счет перераспределения обжатий между проходами в черновых клетях; изменение формы разрезного рельсового калибра второй черновой клетки с целью повышения степени подобия исходных подкатов и рельсовых калибров [265, 266]. При этом калибровка непрерывной группы клеток изменений не претерпела.

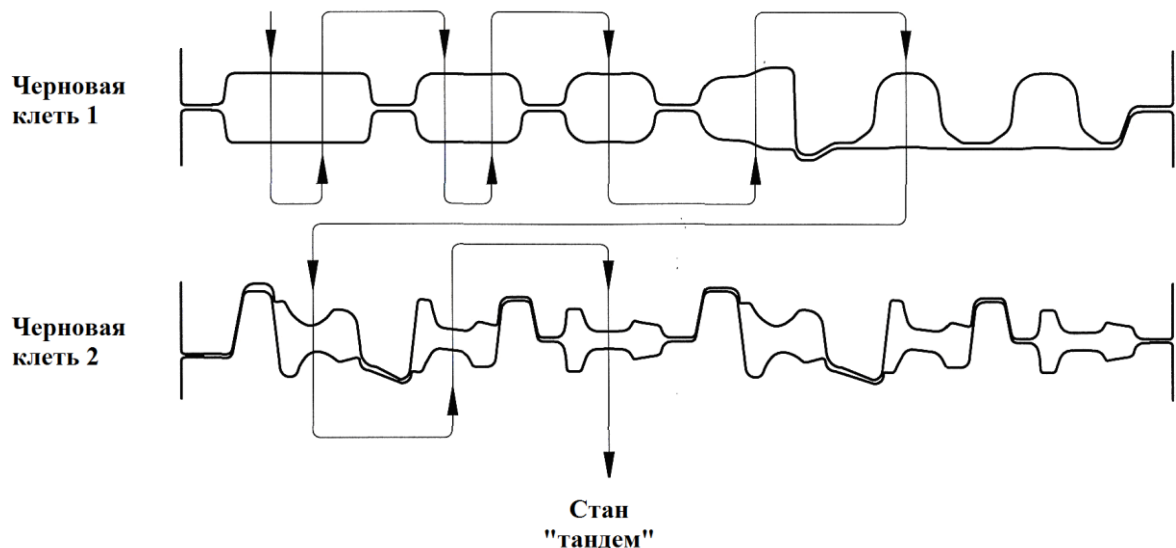
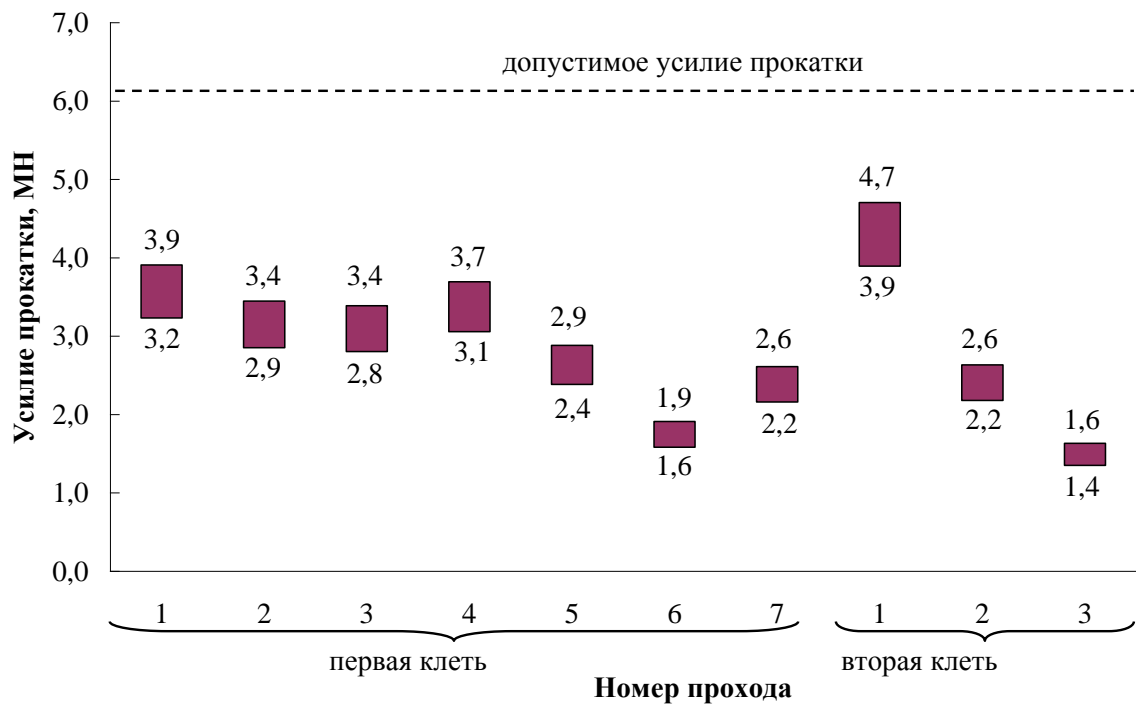


Рисунок 5.3 – Разработанный режим прокатки железнодорожных рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

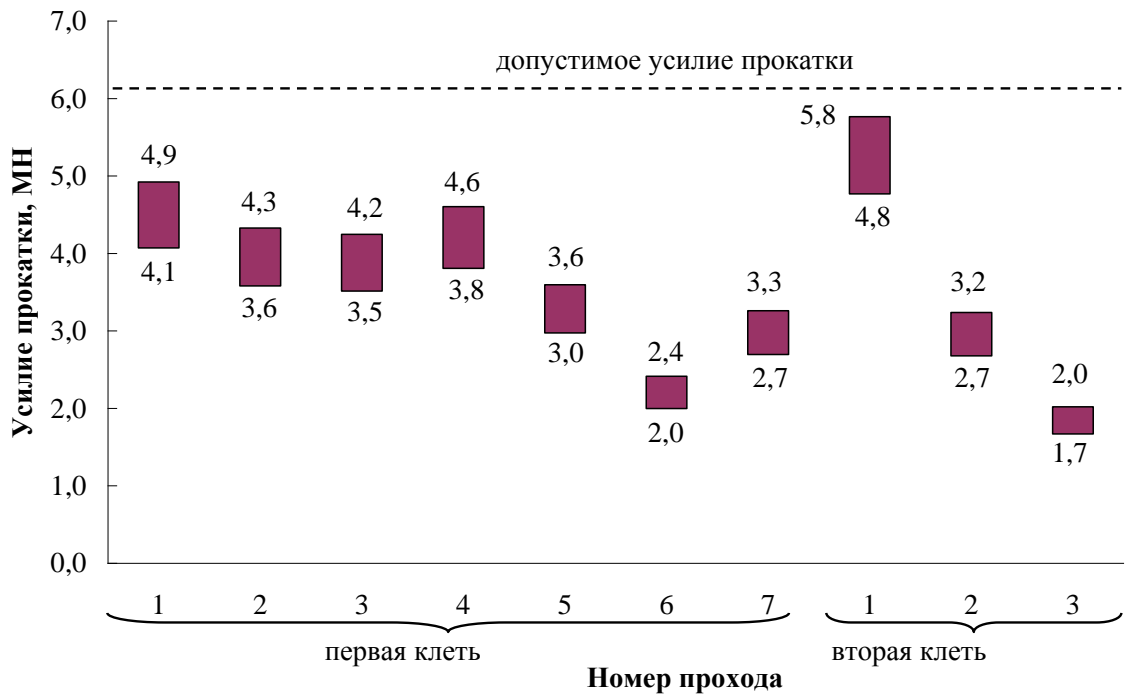
Таблица 5.2 – Разработанный режим прокатки железнодорожных рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Номер черновой клетки	Номер прохода	Форма калибра	Сечение раската, мм		Обжатие, мм	Скорость прокатки, м/с
			высота	ширина		
заготовка			300	365		
1	1	ящичный	260	375	40	4,0
	кантовка на 90°					
	2	ящичный	317	270	58	4,5
	3	ящичный	266	280	51	5,0
	кантовка на 90°					
	4	ящичный	219	276	61	4,8
	кантовка на 90°					
	5	ящичный	222	229	54	5,0
	кантовка на 90°					
	6	лежачая трапеция	207	240	22	4,5
	кантовка на 90°					
7	трапеция	195,5	230	44,5	5,0	
кантовка на 90°						
2	1	рельсовый	80	220,5	110	4,5
	2	рельсовый	53	229,5	27	3,8
	3	рельсовый	42	238,5	11	5,0

Расчет усилий прокатки по проходам при производстве рельсов из сталей Э76ХФ и Э90ХАФ по новому режиму показал, что они не превышают допустимых значений (рисунок 5.4).



а



б

а – сталь Э76ХФ; б – сталь Э90ХАФ

Рисунок 5.4 – Расчетные усилия прокатки в черновых клетях при использовании усовершенствованного режима прокатки железнодорожных рельсов (представлены минимальные и максимальные значения усилия прокатки в рамках ИРВ сопротивления пластической деформации)

Также установлено (таблица 5.3), что значения коэффициентов подобия формы калибра и исходного подката и значения СИЗП не превышают максимально допустимых значений согласно принятой методики (рисунок 2.3).

Таблица 5.3 – Расчетные значения СИЗП по проходам при прокатке железнодорожных рельсов в черновых клетях по усовершенствованному режиму

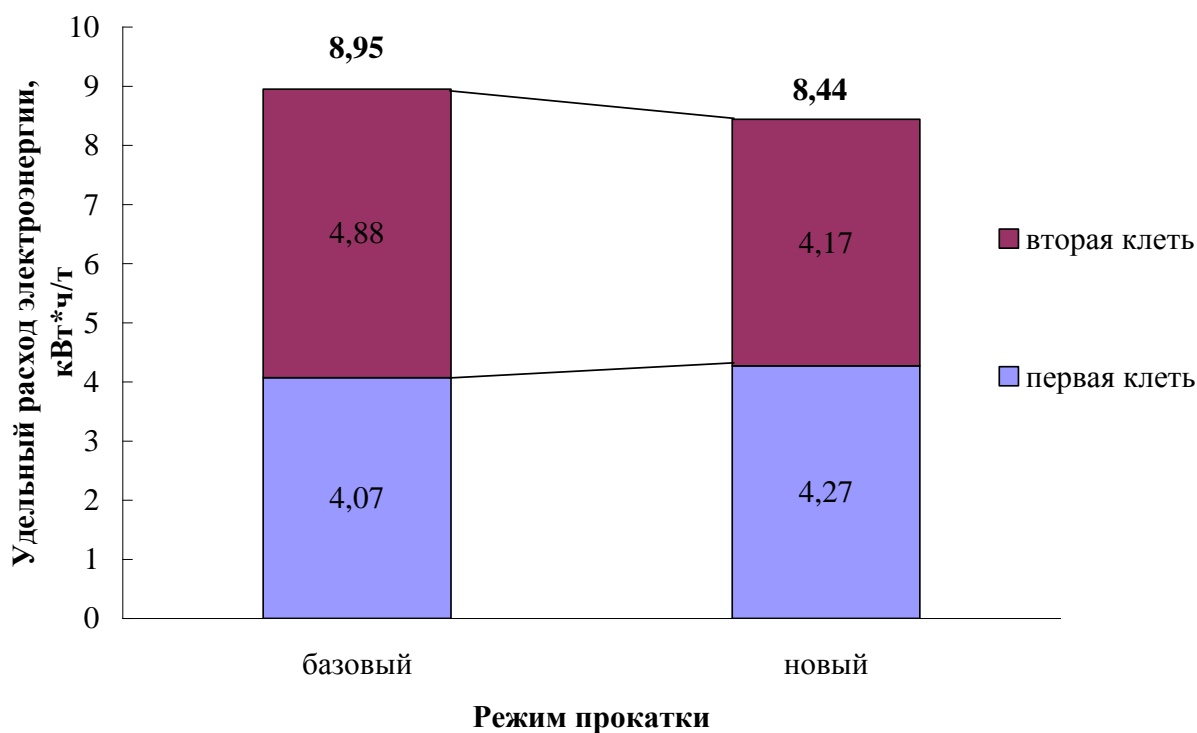
Номер черновой клетки	Номер прохода	Коэффициент подобия формы калибра и подката*	Максимальные значения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската	
			Э76ХФ	Э90ХАФ
1	1	-	0,425	0,450
	2	-	0,359	0,392
	3	-	0,434	0,460
	4	-	0,365	0,398
	5	-	0,371	0,404
	6	1,08	0,394	0,439
	7	1,19	0,406	0,450
2	1	1,10	0,406	0,460
	2	1,26	0,451	0,485
	3	1,15	0,454	0,486
Среднее по черновым клетям		1,16	0,407	0,442

* для ящичных калибров не рассчитывается, так как не оказывает значимого влияния на СИЗП

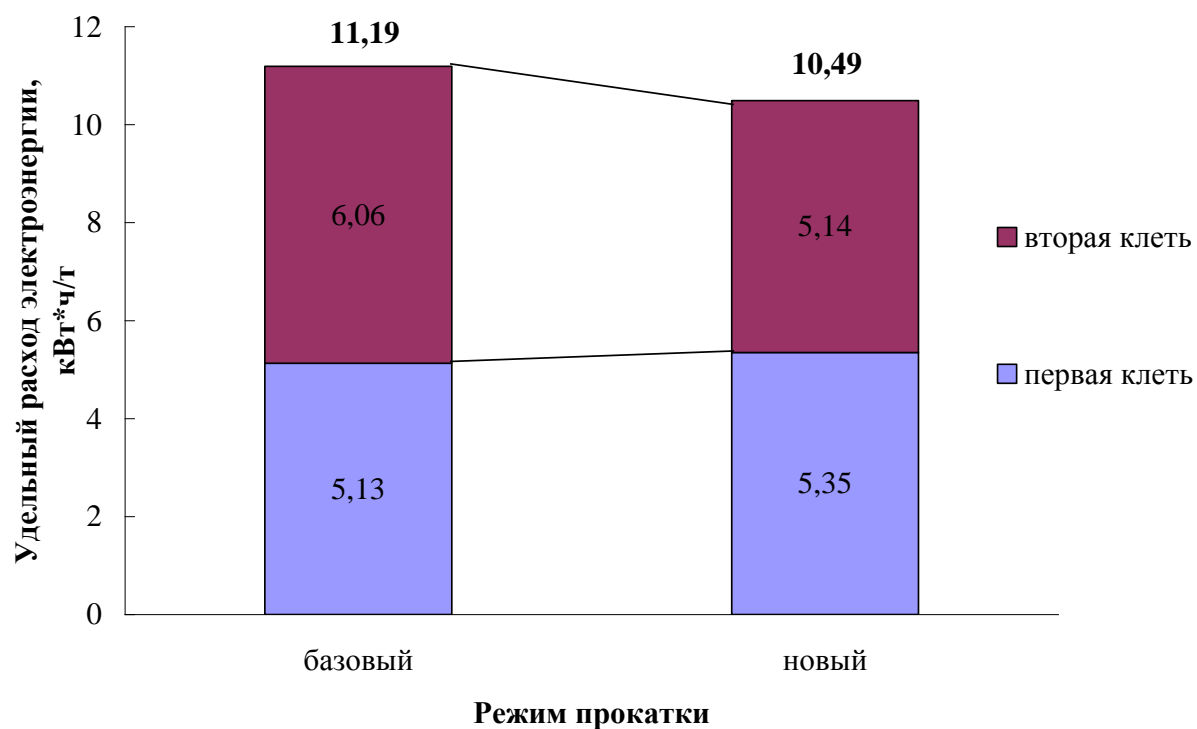
Таким образом, выполняется условие применимости разработанного режима прокатки.

На следующем этапе в рамках обоснования эффективности нового режима прокатки проведены расчеты значений натуральных показателей, соответствующих выбранным частным параметрам оптимизации.

Согласно полученным данным при использовании нового режима прокатки железнодорожных рельсов имеет место снижение удельного расхода электроэнергии на прокат в черновых клетях (рисунок 5.5). Следует отметить, что расчетные значения удельного расхода электроэнергии в черновых клетях рельсобалочного стана, полученные с использованием формул (2.7), (2.8), незначительно (до 5 отн. %) отличаются от фактических данных (рисунок 5.6), что свидетельствует об адекватности применяемой методики.



а



б

Рисунок 5.5 – Расчетные значения удельного расхода электроэнергии в черновых клетях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» при использовании различных режимов прокатки железнодорожных рельсов из стали Э76ХФ (а) и Э90ХАФ (б)

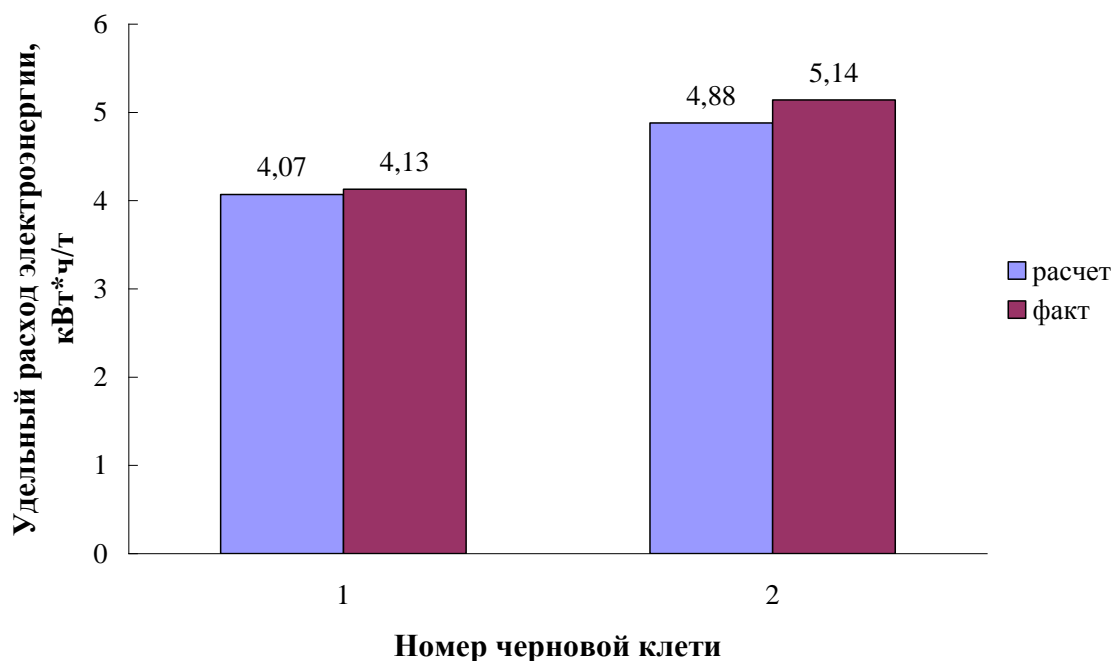


Рисунок 5.6 – Удельный расход электроэнергии в черновых клетях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» при использовании базового режима прокатки железнодорожных рельсов из стали Э76ХФ

Результаты расчетов выкатываемости дефектов по проходам при использовании базового и нового режимов прокатки железнодорожных рельсов приведены в таблицах 5.4, 5.5.

Расчеты для поверхностных дефектов проведены только для выкатываемости дефектов по глубине, так как применительно к рельсам допустимая ширина дефектов не нормируется. Проведенный анализ рельсов 20 плавков с выявленными поверхностными дефектами показал, что доля дефектов в зависимости от месторасположения и пространственной ориентации составляет: продольные дефекты на гранях – 45%; продольные дефекты на ребрах – 15%; наклонные дефекты – 30%; поперечные дефекты – 10%.

По полученным данным (на основании анализа рельсов 20 плавков с выявленными внутренними дефектами рельсов) внутренние дефекты рельсов располагаются в шейке профиля на расстоянии, не превышающем $\frac{1}{4}$ высоты рельса от продольной оси (или $\frac{1}{4}$ высоты рельса от поверхности головки и подошвы). В соответствии с этим в зависимости от расположения внутренние дефекты объединены в три группы (таблица 5.5).

Таблица 5.4 – Расчетные коэффициенты выкатываемости поверхностных дефектов по глубине при прокатке железнодорожных рельсов по различным режимам

Номер черновой клетки	Номер прохода	Коэффициент выкатываемости поверхностных дефектов по глубине (базовый режим / новый режим)			
		продольные дефекты на гранях	продольные дефекты на ребрах	наклонные дефекты	поперечные дефекты
1	1	1,151 / 1,112	1,208 / 1,166	1,080 / 1,059	1,049 / 1,036
	2	1,125 / 1,113	1,180 / 1,168	1,066 / 1,059	1,040 / 1,036
	3	1,164 / 1,124	1,220 / 1,179	1,086 / 1,065	1,053 / 1,040
	4	1,143 / 1,217	1,198 / 1,277	1,075 / 1,115	1,046 / 1,071
	5	1,018 / 1,168	1,067 / 1,226	1,009 / 1,089	1,004 / 1,054
	6	1,051 / 1,186	1,102 / 1,244	1,026 / 1,098	1,015 / 1,060
	7	1,148 / 1,258	1,204 / 1,320	1,078 / 1,137	1,048 / 1,085
2	1	1,202 / 1,165	1,261 / 1,222	1,107 / 1,087	1,066 / 1,053
	2	1,007 / 1,248	1,055 / 1,309	1,002 / 1,131	1,000 / 1,081
	3	1,206 / 1,128	1,266 / 1,183	1,109 / 1,067	1,067 / 1,041
	4	1,344 / -	1,411 / -	1,183 / -	1,114 / -
	5	1,074 / -	1,126 / -	1,038 / -	1,023 / -
Итого по черновым клетям		4,458 / 4,839	7,897 / 7,805	2,267 / 2,377	1,661 / 1,717

Таблица 5.5 – Расчетные коэффициенты выкатываемости внутренних дефектов при прокатке железнодорожных рельсов по различным режимам

Номер черновой клетки	Номер прохода	Коэффициент выкатываемости внутренних дефектов (базовый режим / новый режим)		
		осевая зона	расстояние от поверхности – 1/3 от высоты полосы	расстояние от поверхности – 1/4 от высоты полосы
1	1	1,090 / 1,065	1,112 / 1,087	1,122 / 1,097
	2	1,073 / 1,065	1,095 / 1,088	1,105 / 1,098
	3	1,097 / 1,072	1,120 / 1,095	1,130 / 1,105
	4	1,084 / 1,132	1,106 / 1,154	1,117 / 1,164
	5	1,005 / 1,101	1,027 / 1,123	1,037 / 1,133
	6	1,026 / 1,112	1,048 / 1,134	1,058 / 1,144
	7	1,088 / 1,158	1,110 / 1,180	1,120 / 1,190
2	1	1,122 / 1,098	1,144 / 1,121	1,155 / 1,131
	2	0,997 / 1,151	1,019 / 1,173	1,030 / 1,184
	3	1,125 / 1,075	1,147 / 1,097	1,157 / 1,107
	4	1,213 / -	1,235 / -	1,245 / -
	5	1,040 / -	1,062 / -	1,073 / -
Итого по черновым клетям		2,476 / 2,649	3,160 / 3,231	3,538 / 3,543

С учетом вышеуказанного распределения поверхностных дефектов по группам общий коэффициент их выкатываемости по глубине составил: для базового режима прокатки – $K_{H(\Sigma)\text{общ(ПОВ)}} = 4,04$, для нового режима прокатки – $K_{H(\Sigma)\text{общ(ПОВ)}} = 4,23$.

С учетом распределения внутренних дефектов рельсов в зависимости от их расположения (в осевой зоне – 55%; дефекты на расстоянии от поверхности 1/3 от высоты полосы – 30%; дефекты на расстоянии от поверхности 1/4 от высоты полосы – 15%) общий коэффициент их выкатываемости составил; $K_{H(\Sigma)\text{общ(ВН)}} = 2,84$ и $K_{H(\Sigma)\text{общ(ВН)}} = 2,96$ для базового и нового режимов прокатки соответственно.

Уровень отбраковки рельсов при прокатке по базовому режиму в целом за период его использования составил 4,8% и 2,3% для поверхностных и внутренних дефектов соответственно. Прогнозируемая отбраковка по дефектам поверхности и внутренним дефектам при использовании нового режима прокатки составит:

$$Б_{ДП} = \frac{4,8}{\left(\frac{0,425}{0,407} \cdot 0,62 + \frac{4,23}{4,04} \cdot 0,38 \right)} = 4,6\% ;$$

$$Б_{ДВН} = \frac{2,3}{\left(\frac{2,96}{2,84} \cdot 1,00 \right)} = 2,2\% .$$

В результате прогнозируемая суммарная отбраковка рельсов при использовании нового режима прокатки составит: $4,6 + 2,2 = 6,8\%$.

В соответствии с принятой методикой (раздел 2) для определения количественной взаимосвязи расхода прокатных валков со свойствами и параметрами деформации прокатываемой стали проведен анализ работы первой и второй черновой клетей универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» при прокатке по базовому режиму. Характеристики валков указанных клетей (материал валков и их диаметр) практически идентичны, что делает правомерным проведение такого анализа. На основании статистической обработки данных установлено, что прогнозные значения удельного расхода

прокатных валков с высокой степенью достоверности (таблица 5.6) можно определить, используя выражение:

$$A_B = (0,2 \cdot P_{CP} + 0,8 \cdot K_{ПФ(СР)}) / K_{ТПР}, \quad (5.1)$$

где P_{CP} – среднее усилие прокатки по проходам, МН;

$K_{ПФ(СР)}$ – среднее значения коэффициента подобия формы подката и калибра по проходам (для ящичных калибров принимается равным 1);

$K_{ТПР}$ – коэффициент, учитывающий изменение продолжительности прокатки в клетки (без учета пауз между проходами).

$$K_{ТПР} = \frac{T_{ПР(2)}}{T_{ПР(1)}}, \quad (5.2)$$

где $T_{ПР(2)}$, $T_{ПР(1)}$ – продолжительность прокатки (без учета пауз между проходами) во второй черновой клетки, принятой за базовую, и первой черновой клетки.

Таблица 5.6 – Анализ расхода прокатных валков при использовании базового режима прокатки железнодорожных рельсов

Номер черновой клетки	P_{CP} , МН	$K_{ПФ(СР)}$	Время прокатки в клетки (без учета времени пауз), с	$K_{ТПР}$	Удельный расход прокатных валков, кг/т		
					расчет	факт	отклонение
1	2,6	1,01	25	1,56	0,85	0,89	-0,04 (- 4%)
2	2,3	1,20	39	1	1,42	1,41	+0,01 (+ 1%)
Итого по черновым клетям					2,27	2,30	+0,03 (- 1%)

Данные о прогнозных расчетных значениях удельного расхода прокатных валков при использовании усовершенствованного режима прокатки рельсов в сопоставлении с фактическими данными, полученными при опытно-промышленном опробовании данного режима прокатки, представлены в таблице 5.7. Данные о тактах работы участков универсального рельсобалочного стана и

производительности стана при прокатке длинномерных (100 метровых) железнодорожных рельсов по базовому и новому режиму приведены в таблице 5.8.

Таблица 5.7 – Анализ расхода прокатных валков при использовании усовершенствованного режима прокатки железнодорожных рельсов

Номер черновой клетки	$P_{CP},$ МН	$K_{ПФ(CP)}$	Время прокатки в клетки (без учета времени пауз), с	$K_{ТПР}$	Удельный расход прокатных валков, кг/т		
					расчет	факт	отклонение
1	2,8	1,04	23	1,70	0,82	0,78	+0,04 (+ 5%)
2	2,7	1,17	26	1,50	0,98	1,01	-0,03 (- 3%)
Итого по черновым клетям					1,80	1,79	+0,01 (+ 1%)

Таблица 5.8 – Производительность универсального рельсобалочного стана при прокатке длинномерных рельсов по базовому режиму

Режим прокатки	Такт работы участков рельсобалочного стана, с						Такт работы стана, с	Производительность стана, т/ч
	нагрев	прокатка в черновой клетки 1	прокатка в черновой клетки 2	прокатка в непрерывной группе клеток	раскрой	закалка		
базовый	152	160	174	162	141	149	174	138,6
новый	152	158	164	162	141	149	164	147,1

Расчетные характеристики эффективности базового и нового режима прокатки обобщены в таблице 5.9.

Как показано выше (Раздел 2.2) использование обобщенной функции желательности для оценки эффективности режимов прокатки требует определить соответствие стандартных оценок частных показателей желательностей и натуральных значений анализируемых показателей. При этом в соответствии с

принятой методикой указанные натуральные значения показателей используются для определения коэффициентов весомости.

Таблица 5.9 – Сравнительный анализ расчетных показателей эффективности базового и нового режима прокатки железнодорожных рельсов в черновых клетях

Показатель	Сталь Э76ХФ				Сталь Э90ХАФ			
	режим прокатки		отклонение		режим прокатки		отклонение	
	базовый	новый	абс.	отн. %	базовый	новый	абс.	отн. %
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т	8,95	8,44	-0,51	-5,7	11,19	10,49	-0,70	-6,3
Отбраковка рельсов, %	7,1	6,8	-0,3	-4,2	7,1	6,8	-0,3	-4,2
Удельный расход прокатных валков, кг/т	2,27	1,80	-0,47	-20,7	2,45	1,98	-0,47	-19,2
Производительность, т/ч	138,6	147,1	8,5	+5,8	138,6	147,1	8,5	+5,8

Результаты определения натуральных значений анализируемых показателей, характеризующих энергоэффективность процесса прокатки, качество готовой продукции, материалосбережение при производстве проката и производительность стана приведены в таблице 5.10.

Таблица 5.10 – Соответствие стандартных оценок функции желательности и натуральных показателей при производстве железнодорожных рельсов

Значение показателя d_i	Оценка желательности	Натуральные значения анализируемых параметров (сталь Э76ХФ / сталь Э90ХАФ)			
		энерго-эффективность (удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т)	качество проката (отбраковка рельсов, %)	материало-сбережение (удельный расход валков, кг/т)	производительность, т/ч
0,80	Верхняя граница допустимого уровня выше существующего («хорошо»)	7,5 / 9,0	6,0 / 6,0	1,5 / 1,6	150 / 150
0,37	Нижняя граница допустимого уровня соответствующего существующему («удовлетворительно»)	10,5 / 12,0	7,5 / 7,5	2,5 / 2,6	135 / 135

Для обоснования значений коэффициентов весомости частных параметров оптимизации проведены расчеты потенциального снижения затрат и потерь в стоимостном выражении при изменении натуральных значений показателей, выбранных в качестве характеристик параметров оптимизации, в интервале согласно таблице 5.10. Расчет проведен для рельсов из стали Э76ХФ (как наиболее массовой) и носит оценочный характер, поэтому стоимостные показатели приняты усредненными.

Потенциально возможное снижение затрат на электроэнергию:

$$З_{эл} = 800000 \times 2,5 \times (10,5 - 7,5) = 6 \text{ млн. руб/год},$$

где 800000 т – годовой объем производства рельсов;

2,5 руб/(кВт×ч) – стоимость электроэнергии;

10,5 и 7,5 (кВт×ч)/т – удельный расход электроэнергии, соответствующий нижней границе допустимого (соответствующего существующему) уровня и верхней границе допустимого (выше существующего) уровня соответственно (таблица 5.10).

Потенциально возможное снижение потерь от брака:

$$П_{бр} = 800000 \times (35000 - 20000) \times \left(\frac{7,5 - 6,0}{100} \right) = 180 \text{ млн. руб/год},$$

где 800000 т – годовой объем производства рельсов;

35000 и 20000 руб/т – себестоимость производства рельсов и цена на металлолом (отбракованные рельсы используют в качестве металлолома для выплавки стали);

7,5% и 6,0% – уровень отбраковки рельсов, соответствующий нижней границе допустимого (соответствующего существующему) уровня и верхней границе допустимого (выше существующего) уровня соответственно (таблица 5.10).

Потенциально возможное снижение затрат на прокатные валки:

$$З_{в} = 800000 \times 250000 \times \left(\frac{2,5 - 1,5}{100} \right) = 200 \text{ млн. руб/год},$$

где 800000 т – годовой объем производства рельсов;

250000 руб/т – цена прокатных валков;

2,5 и 1,5 кг/т – удельный расход прокатных валков, соответствующий нижней границе допустимого (соответствующего существующему) уровня и верхней границе допустимого (выше существующего) уровня соответственно (таблица 5.10).

Потенциально возможная прибыль от производства дополнительного объема рельсов:

$$P_p = 800000 \times 1000 \times \left(\frac{150,0}{135,0} \right) = 889 \text{ млн. руб/год},$$

где 800000 т – годовой объем производства рельсов;

1000 руб/т – прибыль от реализации рельсов;

150,0 и 135,0 т/ч – производительность стана, соответствующая нижней границе допустимого (соответствующего существующему) уровня и верхней границе допустимого (выше существующего) уровня соответственно (таблица 5.10).

Из полученных данных следует, что потенциально наиболее эффективным направлением совершенствования режима прокатки является увеличение производительности, далее по степени эффективности примерно на одном уровне находятся направления по повышению качества рельсов и материалосбережения при их производстве, а наименьший резерв имеет направление по повышению энергоэффективности. При этом следует отметить, что из вышеприведенных расчетных показателей наиболее нестабильным является прибыль от производства дополнительного объема рельсов, так как величина данного показателя практически полностью определяется рыночной конъюнктурой (зависит от наличия спроса на рельсы и цен на них).

На основании полученных данных приняты следующие коэффициенты весомости частных показателей оптимизации: энергоэффективность – 0,1; качество проката – 0,3; материалосбережение – 0,3; производительность – 0,3.

Результаты расчетов частных и общего показателей желательности (таблица 5.11) свидетельствуют об эффективности разработанного режима прокатки.

Таблица 5.11 – Сравнительная эффективность режимов прокатки железнодорожных рельсов

Режим прокатки	Частные показатели желательности								Обобщенная функция желательности	
	энерго-эффективность		качество проката		материало-сбережение		производитель-ность			
	Э76ХФ	Э90ХАФ	Э76ХФ	Э90ХАФ	Э76ХФ	Э90ХАФ	Э76ХФ	Э90ХАФ	Э76ХФ	Э90ХАФ
базовый	0,56	0,52	0,51	0,51	0,48	0,53	0,50	0,50	0,50	0,52
новый	0,63	0,63	0,61	0,61	0,71	0,74	0,74	0,74	0,68	0,69

Следует отметить, что для нового режима прокатки железнодорожных рельсов все частные показатели желательности имеют большее значение по сравнению с базовым режимом прокатки данных рельсов (таблица 5.11).

На заключительном этапе проведен сравнительный анализ расчетных и фактических показателей производства железнодорожных рельсов с использованием нового режима их прокатки. Фактические показатели получены при опытно-промышленном опробовании разработанного режима прокатки железнодорожных рельсов на рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Полученные результаты анализа свидетельствует об адекватности применяемой методики – расхождение между расчетными и фактическими данными не превышает 10% (таблица 5.12).

Таблица 5.12 – Анализ адекватности методики прогнозирования абсолютных значений показателей, характеризующих эффективность режима прокатки

Показатель	Сталь Э76ХФ				Сталь Э90ХАФ			
	значение показателя		отклонение		значение показателя		отклонение	
	расчет	факт	абс.	отн. %	расчет	факт	абс.	отн. %
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т	8,44	8,26	-0,18	-2,2	10,49	10,58	0,09	0,9
Отбраковка рельсов, %	6,8	6,3	-0,5	-7,9	6,8	6,5	-0,3	-4,6
Удельный расход прокатных валков, кг/т	1,8	1,84	0,04	2,2	1,98	2,03	0,05	2,5
Производительность, т/ч	147,1	146,5	-0,6	-0,4	147,1	146,9	-0,2	-0,1

Разработанный режим прокатки железнодорожных рельсов внедрен в производство, что подтверждено соответствующим Актом (Приложение А). В результате использования нового усовершенствованного режима прокатки достигнуто:

- снижение удельного расхода электроэнергии на 0,51 кВт·ч/т;
- снижение расхода прокатных валков черновых (обжимных) клетей на 0,51 кг/т;
- снижение отбраковки рельсов по дефектам поверхности на 0,78%.

Экономическая эффективность внедрения составила 121,051 млн. руб/год при долевом участии автора диссертационной работы 20% или 24,210 млн. руб.

5.1.2 Совершенствование режима прокатки остряковых рельсов

Остряковые рельсы являются заготовками для изготовления элементов железнодорожных переводов – остряков. Остряк представляет собой рельс, один конец которого специально обработан и прилегает к рамному рельсу стрелки перевода с целью обеспечения перекатывания подвижного состава с одного рамного рельса на другой. В соответствии с действующим ГОСТ Р 55820-2013 на производство остряковых рельсов данный тип рельсовой продукции производится из сталей марок: 73Ф, 73ГФ, 76Ф, 76ХФ, 76ХСФ. При этом для массового производства данного вида продукции на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» используется сталь марки Э76ХФ.

В связи со сложной асимметричной формой поперечного сечения остряковых рельсов (рисунок 5.7) режим их прокатки, предложенный поставщиком оборудования рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК», включает большее по отношению к режиму прокатки железнодорожных рельсов (рисунок 5.8, таблица 5.13) количество проходов в черновых клетях, а именно во второй черновой клети (7 против 5).

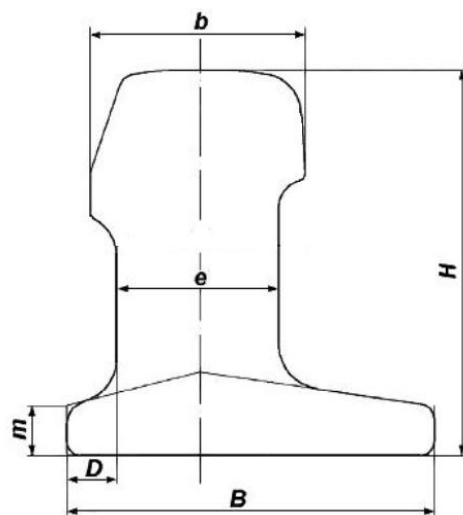


Рисунок 5.7 – Геометрические параметры поперечного сечения остряковых рельсов

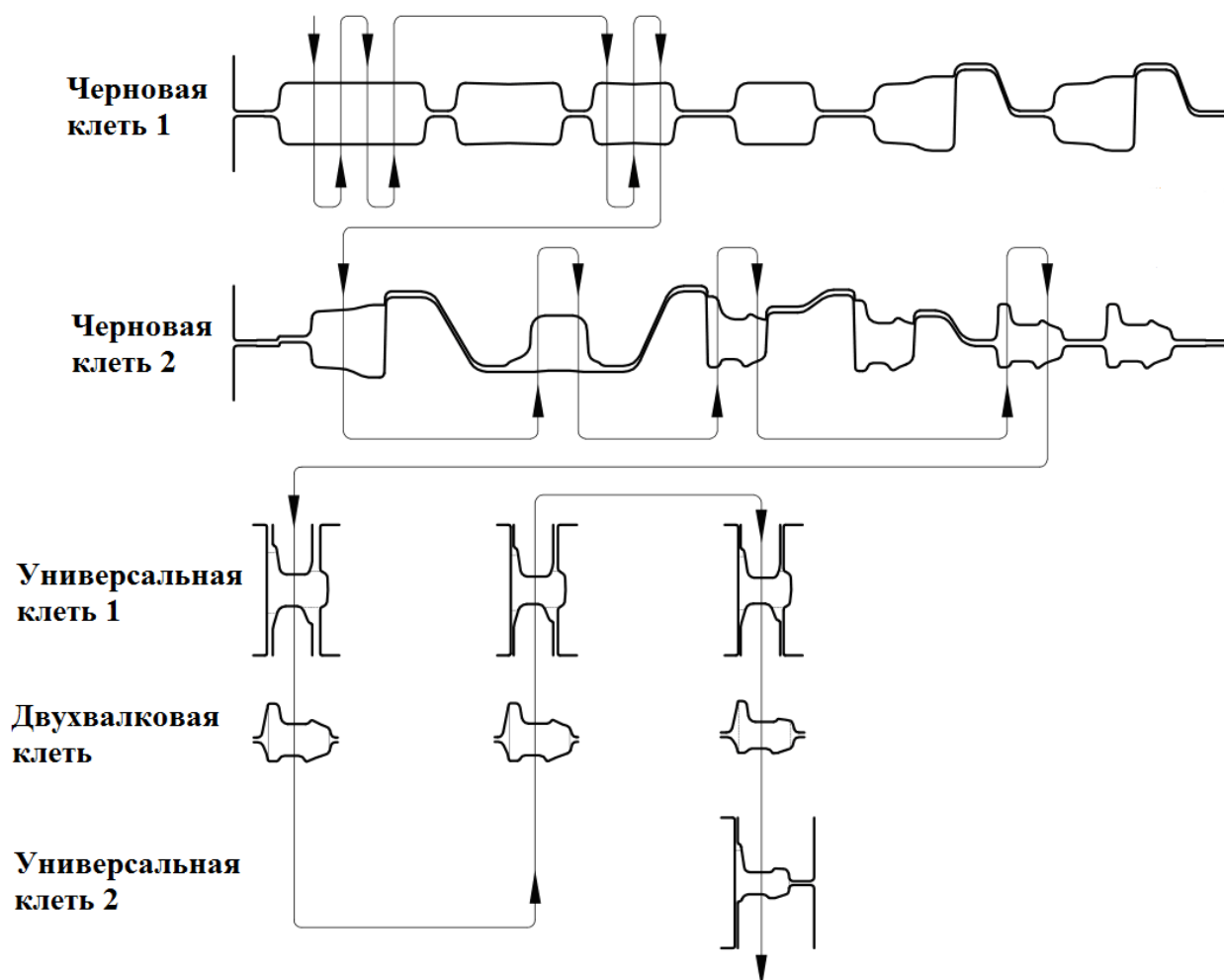


Рисунок 5.8 – Схема прокатки остряковых рельсов на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» по базовому режиму

Таблица 5.13 – Параметры базового режима прокатки остряковых рельсов

Номер черновой клетки	Номер прохода	Сечение раската, мм		Обжатие, мм	Скорость прокатки, м/с
		высота	ширина		
заготовка		300	365		
кантовка на 90°					
1	1	300	308	65	3,0
	2	255	318	45	3,5
	кантовка на 90°				
	3	260	265	58	4,0
	4	210	275	50	3,8
	кантовка на 90°				
	5	225	216	50	4,0
	6	198	221	27	4,0
	кантовка на 90°				
7	180	206	41	5,0	
кантовка на 90°					
2	1	198	194	8	4,7
	2	165	210	29	4,0
	3	148	215	17	3,5
	кантовка на 90°				
	4	103	158	51	4,0
	5	103	158	0	4,0
	6	94,5	164	8,5	5,0
	7	92,5	165	2	5,0

Несмотря на имеющиеся отличия режима прокатки остряковых рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» от режима прокатки железнодорожных рельсов в данных клетях, расчетные данные свидетельствуют об аналогичных резервах для совершенствования режима прокатки указанных типов рельсов. Так среднее по проходам усилие прокатки в черновых клетях составляет 38% от допустимого (рисунок 5.9), что значительно меньше граничного значения (не более 65%) согласно принятой методике, а средний коэффициент подобия формы калибра и исходного подката превышает принятое граничное значение данного показателя (1,15) – таблица 5.14. При этом, аналогично режиму прокатки железнодорожных рельсов, среднее максимальное значение СИЗП по проходам в черновых клетях не превышает граничного значения (0,5).

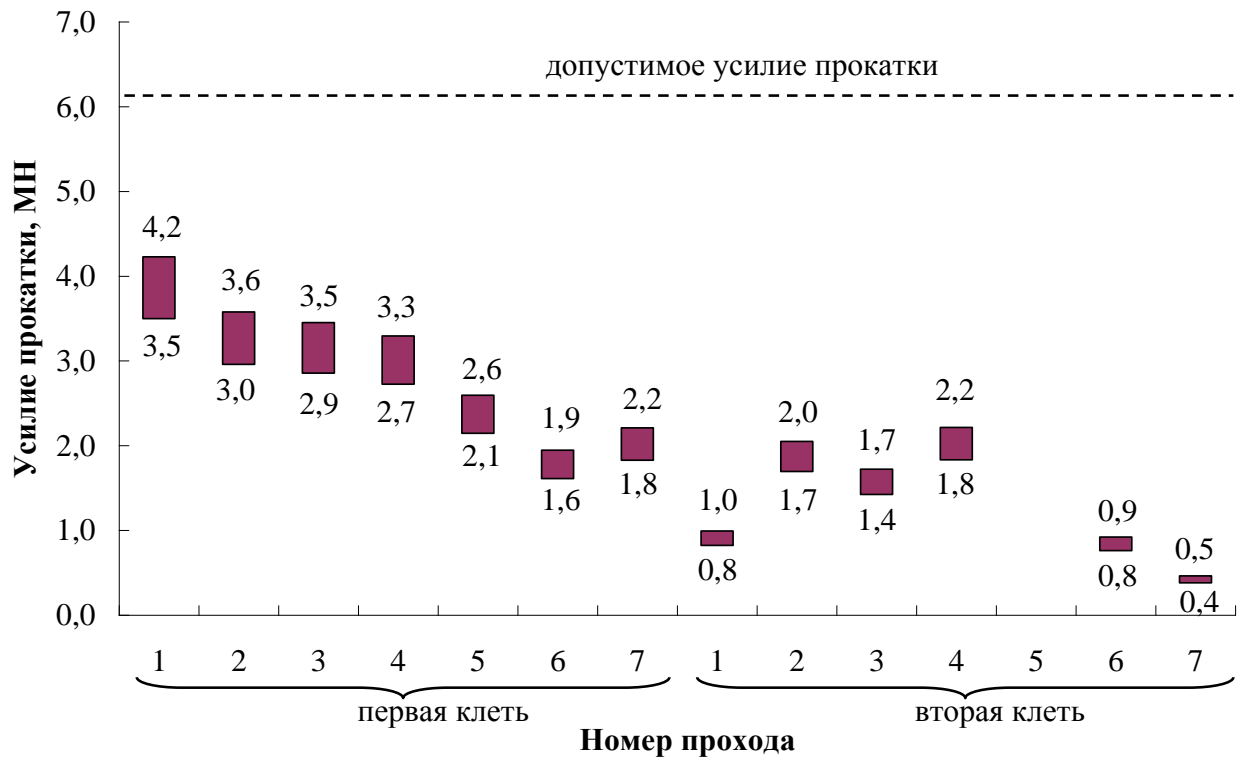


Рисунок 5.9 – Расчетные усилия прокатки в черновых клетях при использовании базового режима прокатки острых рельсов из стали Э76ХФ (представлены минимальные и максимальные значения усилия прокатки в рамках ИРВ сопротивления пластической деформации)

Таблица 5.14 – Расчетные значения СИЗП по проходам при прокатке острых рельсов из стали Э76ХФ в черновых клетях по базовому режиму

Номер черновой клетки	Номер прохода	Коэффициент подобия формы калибра и подката*	Максимальные значения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската
1	1	-	0,421
	2	-	0,430
	3	-	0,363
	4	-	0,437
	5	-	0,371
	6	-	0,452
	7	-	0,380
2	1	1,07	0,404
	2	1,18	0,418
	3	1,18	0,460
	4	1,20	0,430
	5	1,00	0,460
	6	1,23	0,469
	7	1,23	0,486
Среднее по клетям		1,16	0,427

* для ящичных калибров не рассчитывается, так как не оказывает значимого влияния на СИЗП

Таким образом, в качестве направлений совершенствования режима прокатки острых рельсов аналогично направлениям совершенствования режима прокатки железнодорожных рельсов (раздел 5.1.1) выбраны [267, 268]: интенсификация режима прокатки и совершенствование формы рельсовых калибров.

Параметры нового режима прокатки острых рельсов представлены на рисунке 5.10 и в таблице 5.15. Данные о сравнительной эффективности базового и нового режимов прокатки острых рельсов в натуральных значениях и в виде безразмерных параметров оптимизации (параметров желательности), полученные по методике аналогичной для железнодорожных рельсов (раздел 5.1.1), представлены в таблицах 5.16 и 5.17 соответственно.

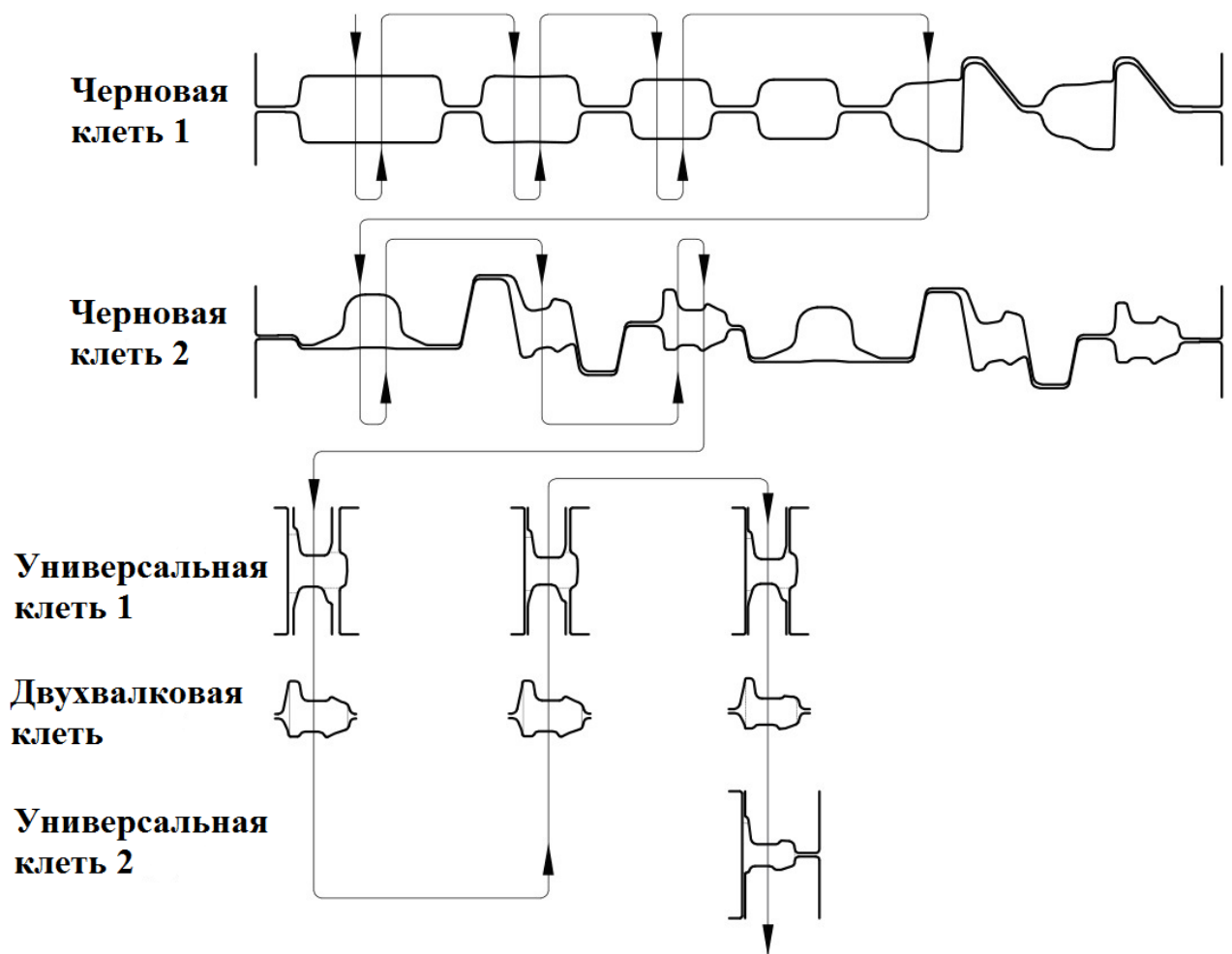


Рисунок 5.10 – Схема прокатки острых рельсов по новому режиму

Таблица 5.15 – Усовершенствованный режим прокатки острых рельсов

Номер черновой клетки	Номер прохода	Сечение раската, мм		Обжатие, мм	Скорость прокатки, м/с
		высота	ширина		
заготовка		300	365		
кантовка на 90°					
1	1	300	308	65	3,0
	2	240	318	60	3,5
	кантовка на 90°				
	3	260	250	58	4,0
	4	210	260	50	3,8
	кантовка на 90°				
	5	195	220	65	4,0
	кантовка на 90°				
	6	180	205	40	4,0
	кантовка на 90°				
	7	192	194	13	5,0
кантовка на 90°					
2	1	159	206	35	4,7
	2	143	215	16	4,0
	кантовка на 90°				
	3	100,2	156	59,4	3,5
	4	96,5	161,5	3,7	4,0
	5	94,5	163,5	2	4,0

Таблица 5.16 – Сравнительный анализ показателей эффективности базового и нового режима прокатки острых рельсов в черновых клетях (расчетные данные)

Показатель	Значение показателя для различных режимов прокатки		отклонение	
	базовый	новый	абс.	отн. %
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т	8,04	7,55	-0,49	-6,1
Отбраковка рельсов, %	7,1	6,8	-0,3	-4,2
Удельный расход прокатных валков, кг/т	1,70	1,42	-0,28	-16,5
Производительность, т/ч	113,8	140,2	26,4	23,2

Таблица 5.17 – Сравнительная эффективность режимов прокатки остряковых рельсов

Режим прокатки	Частные показатели желательности				Обобщенная функция желательности
	энерго-эффективность	качество проката	материало-сбережение	производительность	
базовый	0,57	0,51	0,52	0,41	0,49
новый	0,66	0,61	0,70	0,67	0,66

При опытно-промышленном опробовании нового режима прокатки остряковых рельсов установлено снижение удельного расхода электроэнергии на 0,49 кВт·ч/т, зафиксировано снижение отбраковки рельсов по дефектам поверхности на 0,5%. Ожидаемый экономический эффект от внедрения нового режима прокатки остряковых рельсов составляет 29,7 млн. руб/год. Таким образом, эффективность нового режима прокатки остряковых рельсов подтверждена на практике.

5.2 Разработка технических решений по совершенствованию производства сортовых заготовок из отбраковки рельсовых сталей

Как показано выше (раздел 2) для основного сортамента мелющих шаров (диаметр 60 мм и менее) их производство из отбраковки непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей включает в себя следующие этапы: производство промежуточных заготовок квадратного сечения на универсальном рельсобалочном стане, производство заготовок круглого сечения на сортовых станах.

Проведенными согласно принятой методике (рисунок 2.3) расчетами применительно к существующим режимам прокатки заготовок сечением 150×150 мм и заготовок диаметром 60 мм (таблицы 4.2 и 4.3 соответственно) показано отсутствие резерва для интенсификации режимов обжатий и температурных параметров прокатки (направление по совершенствованию формы калибров не

рассматривалось ввиду применения для производства указанных заготовок только сортовых калибров простой формы) – рисунки 5.11, 5.12, таблицы 5.18, 5.19.

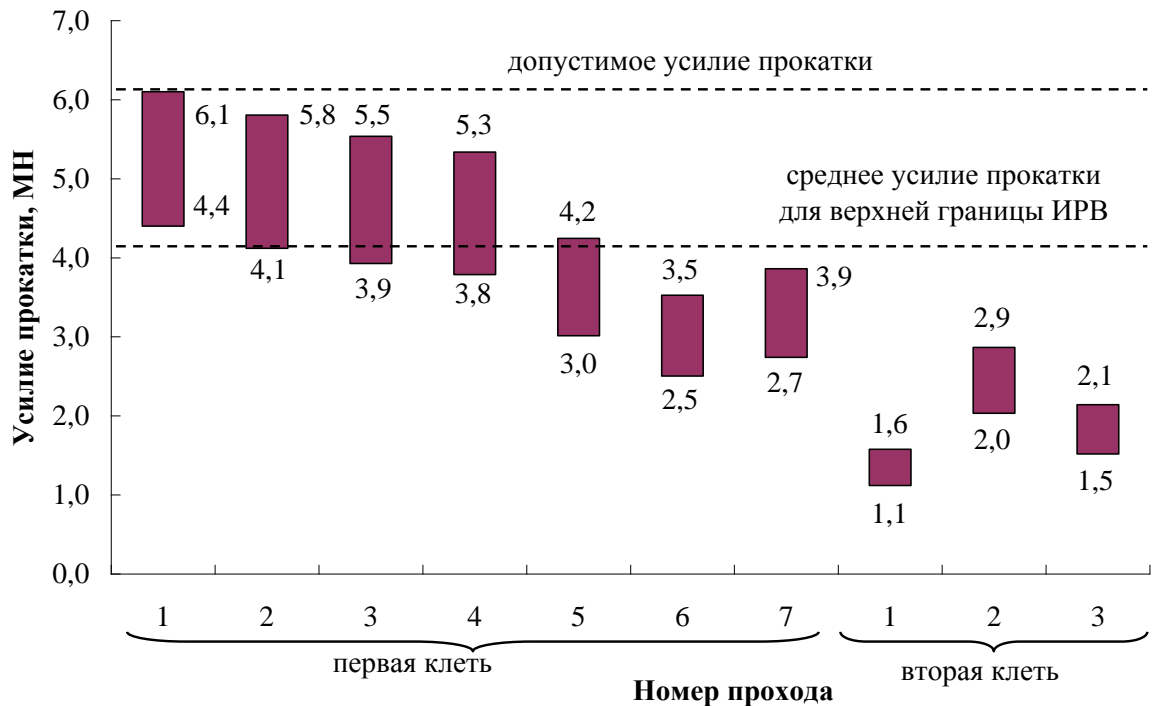


Рисунок 5.11 – Расчетные усилия прокатки в черновых клетях рельсобалочного стана при использовании базового режима прокатки заготовок сечением 150×150 мм из стали Э76ХФ

(представлены минимальные и максимальные значения усилия прокатки в рамках ИРВ сопротивления пластической деформации)

Таблица 5.18 – Расчетные значения СИЗП по проходам при прокатке квадратной заготовки 150×150 мм из стали Э76ХФ по базовому режиму

Номер черновой клетки	Номер прохода	Максимальные значения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската
1	1	0,423
	2	0,429
	3	0,362
	4	0,435
	5	0,370
	6	0,449
	7	0,376
2	1	0,390
	2	0,465
	3	0,396
Среднее по черновым клетям		0,410

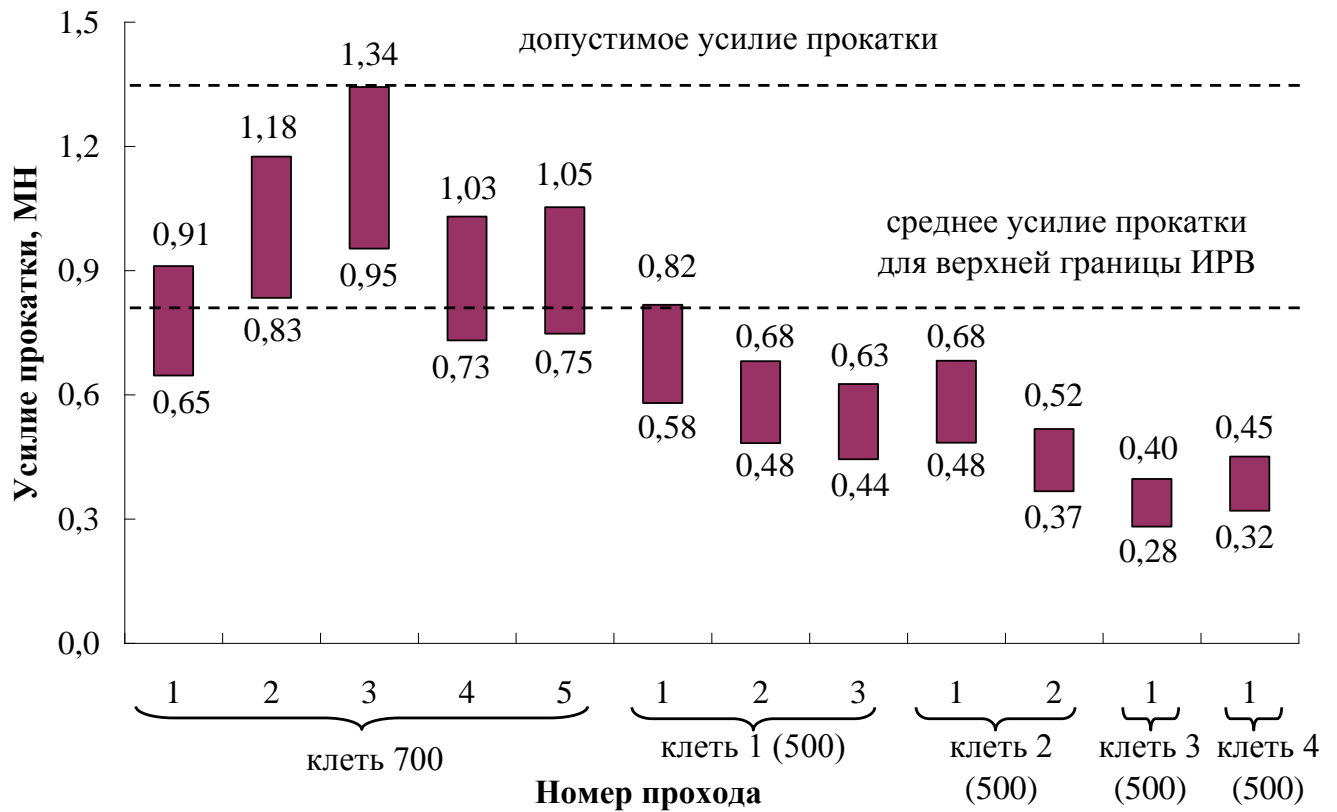


Рисунок 5.12 – Расчетные усилия прокатки в черновых клетях сортопрокатного стана при использовании базового режима прокатки заготовок диаметром 60 мм из стали Э76ХФ (представлены минимальные и максимальные значения усилия прокатки в рамках ИРВ сопротивления пластической деформации)

Таблица 5.19 – Расчетные значения СИЗП по проходам при прокатке заготовок диаметром 60 мм из стали Э76ХФ по базовому режиму

Наименование клетки	Номер прохода	Максимальные значения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската
700	1	0,428
	2	0,429
	3	0,363
	4	0,437
	5	0,368
1 (500)	1	0,444
	2	0,451
	3	0,381
2 (500)	1	0,470
	2	0,391
3 (500)	1	0,404
4 (500)	1	0,401
Среднее по клетям		0,414

Следует отметить, что поскольку для производства мелющих шаров используется отбраковка непрерывнолитых заготовок рельсовой стали, то интервал изменения химических элементов принимали согласно требований ГОСТ Р 51685-2013, а не в рамках фактического изменения содержания химических элементов в готовых рельсах. Данный факт обусловил большее значение ИРВ относительно прокатки рельсов (рисунки 5.2 и 5.9).

Таким образом, на основании полученного результата в соответствии с принятой методикой в качестве основного направления для совершенствования режимов производства заготовок выбрано снижение расхода прокатных валков. В соответствии с принятой концепцией о приоритете методов снижения расхода прокатных валков, не требующих значительных изменений технологии и повышения затрат выбрано направление по совершенствованию состава наплавочных материалов, используемых для восстановления прокатных валков. При этом в качестве объекта оптимизации выбран сортопрокатный цех ОАО «ГМЗ», поскольку в данном цехе в настоящее время используется технология наплавки прокатных валков (в рельсобалочном цехе АО «ЕВРАЗ ЗСМК» данный метод восстановления валков не применяется). Также выбор объекта исследований обусловлен повышенным расходом прокатных валков при прокатке заготовок из рельсовых сталей в условиях АО «ГМЗ», для которого указанные марки стали, обладающие повышенным сопротивлением деформации, не являются традиционным сортаментом в отличие от рельсобалочного стана.

В настоящее время валки обжимной клетки «900», а также клеток «1» и «2» стана «500» ОАО «ГМЗ», задействованных при производстве заготовок из отбраковки рельсовых сталей, наплавляются с использованием порошковых проволок традиционного химического состава, в том числе марок Нп-30ХГСА, Нп-35В9Х3СФ.

В рамках направления по совершенствованию составов традиционных порошковых наплавочных проволок провели серию экспериментальных исследований [269-271]. В качестве базовой использовали порошковую проволоку марки ПП-Нп-35В9Х3СФ. Химический состав наплавленного металла,

полученного при использовании данной проволоки, по требованиям ГОСТ 26101-84 представлен в таблице 5.20

Таблица 5.20 – Химический состав наплавленного металла по ГОСТ 26101-84 при наплавке порошковой проволокой марки ПП-Нп-35В9Х3СФ

Содержание элементов, %							
C	Cr	Mn	Si	V	W	S	P
						не более	
0,27-0,40	2,2-3,5	0,6-1,1	0,4-1,0	0,2-0,4	8,0-10,5	0,045	0,045

При проведении исследований вольфрам и хром вводили в количестве из расчета получения в наплавленном металле содержания данных элементов ниже значений, оговоренных в ГОСТ 26101-84. Кроме того, в состав ряда образцов вводили никель, а аморфный углерод заменили на углеродфторсодержащую пыль (пыль электрофильтров алюминиевого производства), химический состав которой представлен в таблице 5.21.

Таблица 5.21 – Химический состав углеродфторсодержащей пыли

Содержание элементов, %											
Al ₂ O ₃	F	Na ₂ O	K ₂ O	CaO	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	C _{общ}	MnO	MgO	S	P
21-46	18-27	8-15	0,4-6	0,7-2,3	0,5-2,5	2,1-3,3	12,5-30,2	0,07-0,9	0,06-0,9	0,09-0,19	0,10-0,18

Следует отметить, что углеродфторсодержащая пыль обладает высокой дисперсностью, что позволяет проводить ее хорошее смешение с металлической составляющей шихты порошковой проволоки. Также к достоинству данного материала можно отнести то, что углерод в его составе обладает повышенной активностью, раскисляет металл и восстанавливает оксиды, находящиеся в металле и в шлаке, с образованием оксидов углерода.

Многослойную наплавку образцов проводили с предварительным подогревом пластин до температуры 350°C и замедленным охлаждением после наплавки. Для наплавки использовали сварочный трактор ASAW-1250 в пять

слоев. Основные параметры режима наплавки: сварочный ток $I_d=400\text{A}$, напряжение на дуге $U_d=32\text{В}$, скорость сварки $v_n=0,8\text{ см/с}$.

При проведении исследований образец №1 наплавляли порошковой проволокой стандартного состава, изготовленной с применением аморфного углерода, а образцы №2-5 – проволокой с применением углеродфторсодержащей пыли и порошка никеля при различных концентрациях. Химический состав наплавленного металла определяли с использованием рентгенофлуоресцентного спектрометра «XRF-180»0 и атомно-эмиссионного спектрометра «ДФС-71». Металлографическое исследование микрошлифов проводилось с помощью оптического микроскопа «OLYMPUS GX-51».

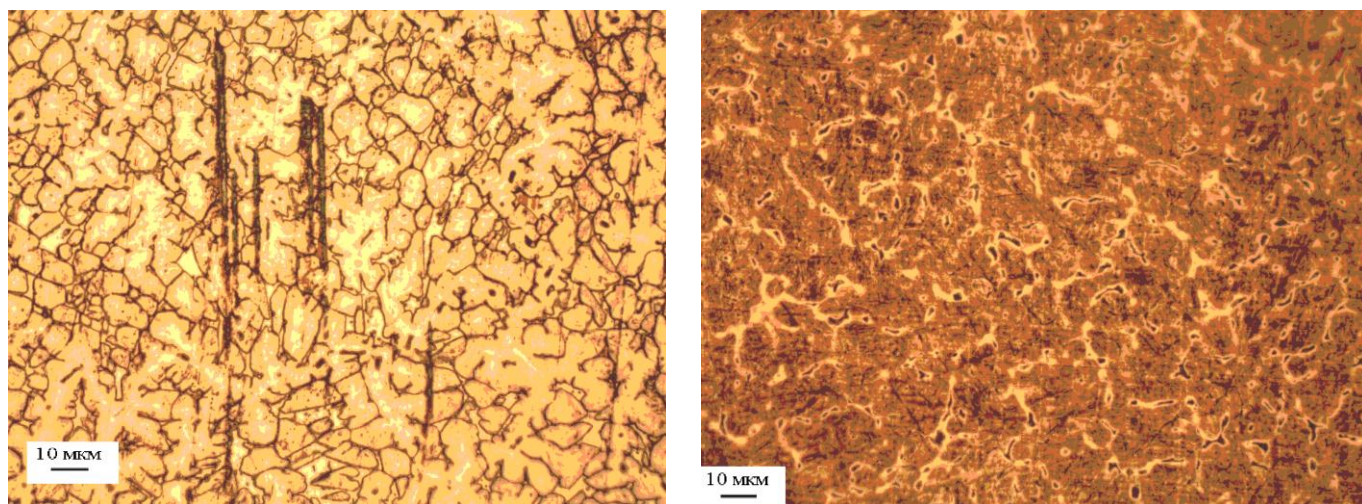
Результата анализа химического состава и твердости наплавленного металла, полученного с использованием порошковых проволок различного состава, представлены в таблице 5.22. Металлографическими исследованиями установлено, что при использовании порошковой проволоки, изготовленной с применением аморфного углерода (стандартный состав), структура наплавленного металла представляет собой мартенсит + остаточный аустенит в межосевом пространстве (рисунок 5.13 а).

Таблица 5.22 – Состав и твердость металла, наплавленного проволокой ПП-Нп-35В9Х3СФ

№ образца	Массовая доля элементов, %								Твердость, HRC
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	
1	0,27	1,62	1,42	2,93	0,14	0,14	11,39	0,47	49,0
2	0,23	0,69	1,04	1,92	0,09	0,16	5,58	0,15	50,8
3	0,24	0,83	1,83	2,16	0,09	0,29	7,49	0,27	53,3
4	0,26	0,77	1,72	2,17	0,09	0,33	6,12	0,29	53,0
5	0,33	1,37	1,06	2,80	0,10	0,61	10,71	0,42	54,8

Структура металла, наплавленного порошковой проволокой с применением углеродфторсодержащей пыли и порошка никеля, представляет собой мартенсит с

формированием по границам зерен отдельных тонких аустенитных оторочек и незначительным количеством включений карбидов (рисунок 5.13 б).



а

б

а – стандартный состав проволоки марки ПП-Нп-35В9Х3СФ;

б – порошковая проволока с вводом углеродфторсодержащей добавки и порошка никеля

Рисунок 5.13 – Микроструктура наплавленного слоя металла при использовании порошковых проволок различного состава

По результатам проведенных исследований можно констатировать, что введение в состав порошковой проволоки марки ПП-Нп-35В9Х3СФ углеродфторсодержащей добавки и никеля способствовало более равномерному распределению углерода в металле и образованию мелкодисперсных карбидов, что является предпосылкой для повышения термической стойкости наплавленных прокатных валков. Также отмечается повышение твердости наплавленного слоя – таблица 5.22.

В ходе дальнейших исследований, проведенных с использованием большего количества образцов, определено влияние химического состава наплавленного слоя на его твердость. При этом в качестве комплексного параметра, характеризующего химический состав наплавленного слоя, использовали углеродный эквивалент. Углеродный эквивалент определяли по формуле, предложенной институтом электросварки им. Е.О. Патона:

$$C_3 = C + Si/24 + Mn/6 + Cr/5 + Mo/4 + Ni/10 + (V + Cu)/14, \quad (5.1)$$

где C_3 – углеродный эквивалент, %;

C, Si, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni, P – массовая доля элементов, %

По полученным данным при повышении углеродного эквивалента твердость наплавленного слоя линейно увеличивается (рисунок 5.14).

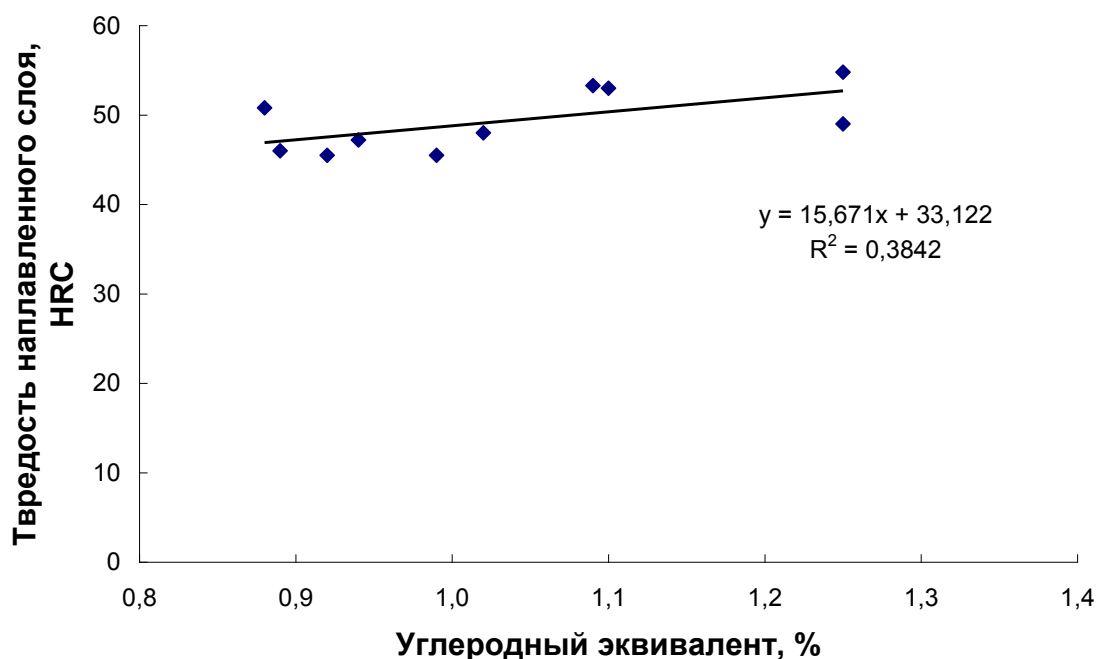


Рисунок 5.14 – Зависимость твердости наплавленного слоя, полученного при использовании порошковой проволоки марки ПП-Нп-35В9Х3СФ различного состава, от углеродного эквивалента наплавленного слоя

На основании проведенных исследований разработан новый, имеющий патентную защиту, состав шихты для производства наплавочной проволоки [272]. Отличительными особенностями шихты новой порошковой проволоки помимо использования углеродфторсодержащей пыли является добавка кобальта с целью повышения коррозионной стойкости при высоких температурах при одновременном увеличении ударной вязкости, а также использование вольфрамсодержащего концентрата.

Шихта порошковой проволоки [272], разработанная на основе проволоки марки ПП-Нп-35В9Х3СФ имеет следующий состав: C=0,5-1,5; Mn=1,87-3,43; Si=1,25-3,13; Cr=6,87-10,94; Mo=0,1-0,5; W=43,89-57,56 (вводится в виде вольфрамсодержащего концентрата); V=0,62-1,25; Al=0,1-0,15; Ni=0,01-0,6; Co=0,01-0,5; пыль электрофильтров алюминиевого производства 0,5-10, железо – остальное.

Опытно-промышленное опробование разработанной порошковой проволоки нового химического состава для наплавки комплектов валков обжимной клетки «900», клеток «1» и «2» стана «500» ОАО «ГМЗ» показало увеличение продолжительности их компании (срока эксплуатации) на 17-21% относительно прокатных валков, наплавленных с использованием порошковой проволоки марки ПП-Нп-35В9Х3СФ. При этом стоимость процесса наплавки снижена на 160-870 руб. на 1 кг наплавленного слоя в зависимости от компонентного состава в рамках фактически опробованного интервала изменения содержания химических элементов. Вышеприведенная технико-экономическая эффективность использования порошковой проволоки нового состава, изготовленной на основе техногенных отходов, подтверждена соответствующей справкой (Приложение Б).

5.3 Совершенствование режимов прокатки мелющих шаров из отбраковки рельсовых сталей в условиях ОАО «ГМЗ»

При обосновании направления совершенствования режимов прокатки шаров из рельсовых сталей в условиях ОАО «ГМЗ» руководствовались следующими моментами:

1) направления по интенсификации режима обжатий и изменению формы калибров не применимы в связи со специфическими особенностями поперечно-винтовой прокатки шаров;

2) по результатам ранее проведенного анализа (раздел 4.4.2) установлено, что на показатели качества мелющих шаров из рельсовой стали, а именно на отбраковку шаров при испытаниях на ударную стойкость, значимое влияние оказывает температура их прокатки – повышение температуры прокатки шаров снижает уровень их отбраковки за счет увеличения пластичности стали.

В соответствии с вышесказанным в качестве направления для совершенствования режима прокатки мелющих шаров выбрали изменение температурного режима деформации (повышение температуры прокатки).

Поскольку температура прокатки оказывает значимое влияние на пластичность стали, то, очевидно, имеет место влияние данного показателя не только на качество получаемых шаров и на энергоэффективность их производства и расход прокатных валков. Также изменение температуры прокатки оказывает значимое влияние на производительность шаропрокатного стана, что обусловлено принятой технологией закалки с прокатного нагрева. Увеличение температуры прокатки приводит к необходимости увеличения времени нагрева заготовок под прокатку и необходимости увеличения продолжительности остывания шаров на конвейере до температуры закалки, что снижает производительность стана.

Для обоснования оптимального температурного режима прокатки при производстве мелющих шаров из рельсовых сталей в соответствии с принятой методикой проведен расчет частных и общего коэффициентов желательности. При проведении расчетов интервал изменения температуры прокатки составил 900-1150°C. Выбор указанного интервала обусловлен следующим: нижняя граница интервала соответствует фактической минимальной температуре деформации при использовании базового режима прокатки, а верхняя граница – температуре максимальной пластичности рельсовой стали К76Ф (раздел 3.5). В качестве объекта исследования использовали рельсовые стали марок Э76ХФ и К76Ф, поскольку, как показано выше (раздел 4.4.2), данные стали обладают оптимальным химическим составом для производства мелющих шаров.

При расчете прогнозных значений удельного расхода электроэнергии в зависимости от температуры прокатки использовали формулы (2.7) и (2.8) – влияние температуры прокатки учитывалось за счет изменения среднего удельного давления. Для расчета прогнозных значений отбраковки при различной температуре прокатки использовали зависимость (4.29), для определения прогнозных значений удельного расхода прокатных валков – формулу (5.1) с учетом отсутствия изменения калибровки валков.

Результаты расчета производительности шаропрокатного стана при изменении температуры прокатки в рамках рассматриваемого интервала

свидетельствуют о нелинейном характере зависимости (рисунок 5.15). Так согласно полученных данных повышение температуры прокатки на каждые 10°C в интервале $900-1030^{\circ}\text{C}$ приводит к снижению производительности шаропрокатного стана на величину порядка $1,0-1,2\%$ в зависимости от конкретной температуры закалки в рамках допустимого интервала ($780-860^{\circ}\text{C}$), а дальнейшее повышение температуры на каждые 10°C вплоть до достижения температуры максимальной пластичности (1150°C) обуславливает уменьшение производительности стана на $2,2-2,5\%$. Нелинейный характер зависимости производительности стана от температуры прокатки шаров обусловлен одновременным влиянием температуры прокатки на такты работы участков нагрева заготовок и термообработки шаров.

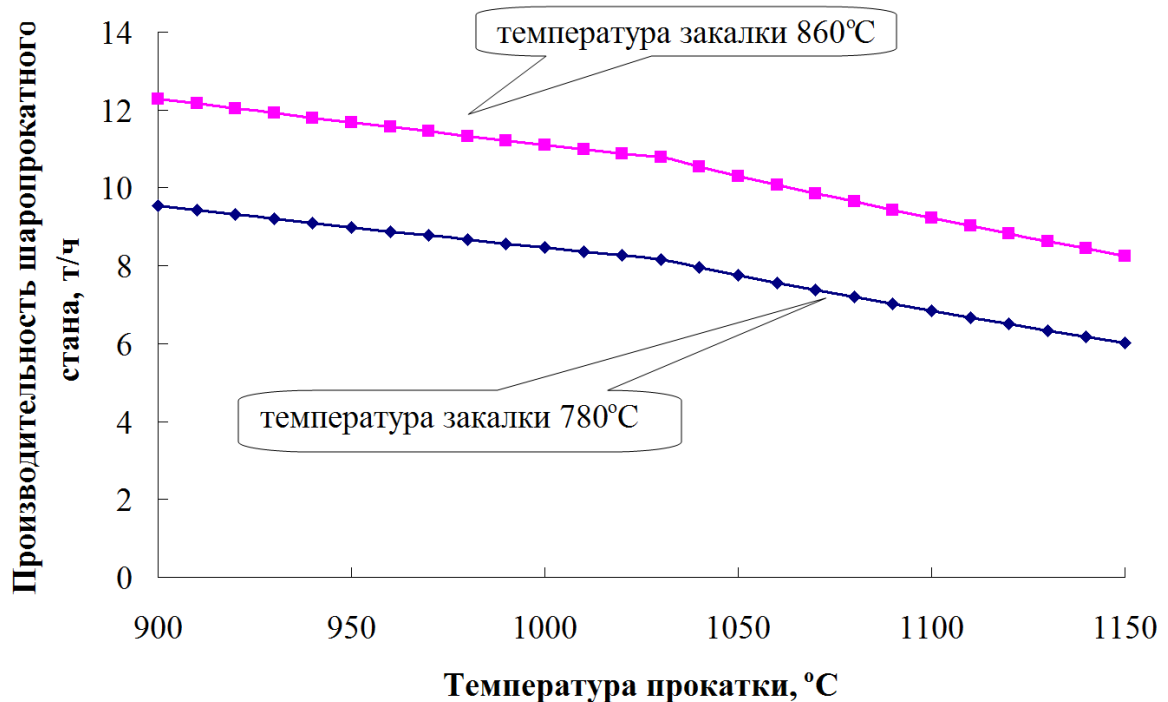


Рисунок 5.15 – Влияние температуры начала прокатки на производительность шаропрокатного стана

На основании расчетных данных о прогнозных значениях натуральных показателей, характеризующих энергоэффективность производства шаров, их качество, материальные затраты на прокат и производительность стана в зависимости от температуры прокатки, определено соответствие указанных натуральных показателей со стандартными оценками функции желательности (таблица 5.23).

Таблица 5.23 – Соответствие стандартных оценок функции желательности и натуральных показателей при производстве шаров из рельсовых сталей

Значение показателя d_i	Оценка желательности	Натуральные значения анализируемых параметров сталь Э76ХФ / сталь К76Ф			
		энерго-эффективность (удельный расход электроэнергии, кВт×ч/т)	качество проката (отбраковка шаров, %)	материало-сбережение (удельный расход валков, кг/т)	производительность, т/ч
0,80	Верхняя граница допустимого уровня выше существующего («хорошо»)	40 / 35	5,0 / 5,0	0,25 / 0,20	11,0 / 11,0
0,37	Нижняя граница допустимого уровня соответствующего существующему («удовлетворительно»)	90 / 75	2,0 / 2,0	0,60 / 0,50	9,0 / 9,0

В связи с тем, что натуральные значения анализируемых показателей, характеризующих эффективность производства шаров из рельсовых сталей (таблица 5.23) в значительной степени отличаются от значений данных показателей применительно к прокатке железнодорожных рельсов в черновых клетях (таблица 5.10), использование коэффициентов весомости частных параметров оптимизации, полученных для производства железнодорожных рельсов (раздел 5.1.1), является нецелесообразным и необходимо провести расчет потенциально возможного снижения затрат и потерь в стоимостном выражении при изменении технологии производства шаров.

Ниже представлены указанные расчеты потенциально возможного снижения затрат и потерь применительно к производству шаров из рельсовой стали марки К76Ф. При этом аналогично расчетам, проведенных для производства рельсов (раздел 5.1.1), стоимостные показатели приняты усредненными, поскольку расчеты носят оценочный характер.

Потенциально возможное снижение затрат на электроэнергию при прокатке шаров составит:

$$З_{эл} = 40000 \times 2,5 \times (75 - 35) = 4 \text{ млн. руб/год},$$

где 40000 т – годовой объем производства шаров из рельсовых стале́й;

2,5 руб/(кВт×ч) – стоимость электроэнергии;

75 и 35 (кВт×ч)/т – удельный расход электроэнергии, соответствующий нижней границе допустимого уровня (соответствующего существующему) и верхней границе допустимого уровня (выше существующего) соответственно (таблица 5.23).

Потенциально возможное снижение потерь от брака:

$$П_{бр} = 40000 \times (28000 - 23000) \times \left(\frac{5,0 - 2,0}{100} \right) = 6 \text{ млн. руб/год},$$

где 40000 т – годовой объем производства шаров из рельсовых стале́й;

28000 и 23000 руб/т – себестоимость производства шаров и цена на металлолом (отбракованные шары используют в качестве металлолома для выплавки стали);

5,0% и 2,0% – уровень отбраковки шаров, соответствующий нижней границе допустимого уровня (соответствующего существующему) и верхней границе допустимого уровня (выше существующего) соответственно (таблица 5.23).

Потенциально возможное снижение затрат на прокатные валки:

$$З_{в} = 40000 \times 250000 \times \left(\frac{0,50 - 0,20}{100} \right) = 3,0 \text{ млн. руб/год},$$

где 40000 т – годовой объем производства шаров из рельсовых стале́й;

250000 руб/т – цена прокатных валков;

0,50 и 0,20 кг/т – удельный расход прокатных валков, соответствующий нижней границе допустимого уровня (соответствующего существующему) и верхней границе допустимого уровня (выше существующего) соответственно (таблица 5.23).

Потенциально возможная прибыль от производства дополнительного объема шаров из рельсовых стале́й:

$$П_{р} = 40000 \times 1000 \times \left(\frac{11,0}{9,0} \right) = 49 \text{ млн. руб/год},$$

где 40000 т – годовой объем производства шаров из рельсовых сталей;

1000 руб/т – прибыль от реализации шаров;

11,0 и 9,0 т/ч – производительность стана, соответствующая нижней границе допустимого уровня (соответствующего существующему) и верхней границе допустимого уровня (выше существующего) соответственно (таблица 5.23).

Полученные данные свидетельствуют, что аналогично производству железнодорожных рельсов (раздел 5.1.1) наибольший потенциал имеет увеличение производительности. Однако, при этом, в отличие от железнодорожных рельсов, потенциал остальных направлений повышения эффективности производства находится примерно на одном уровне.

Как отмечалось выше (раздел 5.1.1) прибыль от производства дополнительного объема производства проката крайне является нестабильным показателем, поскольку в значительной степени определяется рыночной конъюнктурой. В связи с этим значение коэффициента весомости показателя, характеризующего производительность, принимается ниже относительно полученных результатов потенциальной экономической эффективности.

С учетом вышесказанного приняты следующие коэффициенты весомости частных показателей оптимизации: энергоэффективность – 0,25; качество проката – 0,25; материалосбережение – 0,25; производительность – 0,25.

Результаты расчета обобщенной функции желательности для температур прокатки шаров в рамках рассматриваемого интервала (900-1150°C) свидетельствуют (рисунок 5.16), что оптимальной является прокатка с температурой в диапазоне 1030-1100°C (значения функции для сталей марок К76Ф и Э76ХФ практически идентичны и поэтому показаны одним графиком). При этом, с учетом того факта, что повышение температуры прокатки, а, следовательно, и температуры нагрева под прокатку, обуславливает повышение безвозвратных потерь металла в виде угара (рисунок 5.16), и, кроме того – потенциально, снижение твердости шаров (за счет увеличения размера зерна), оптимальной является температура прокатки, соответствующая нижнему значению полученного диапазона – 1030°C.

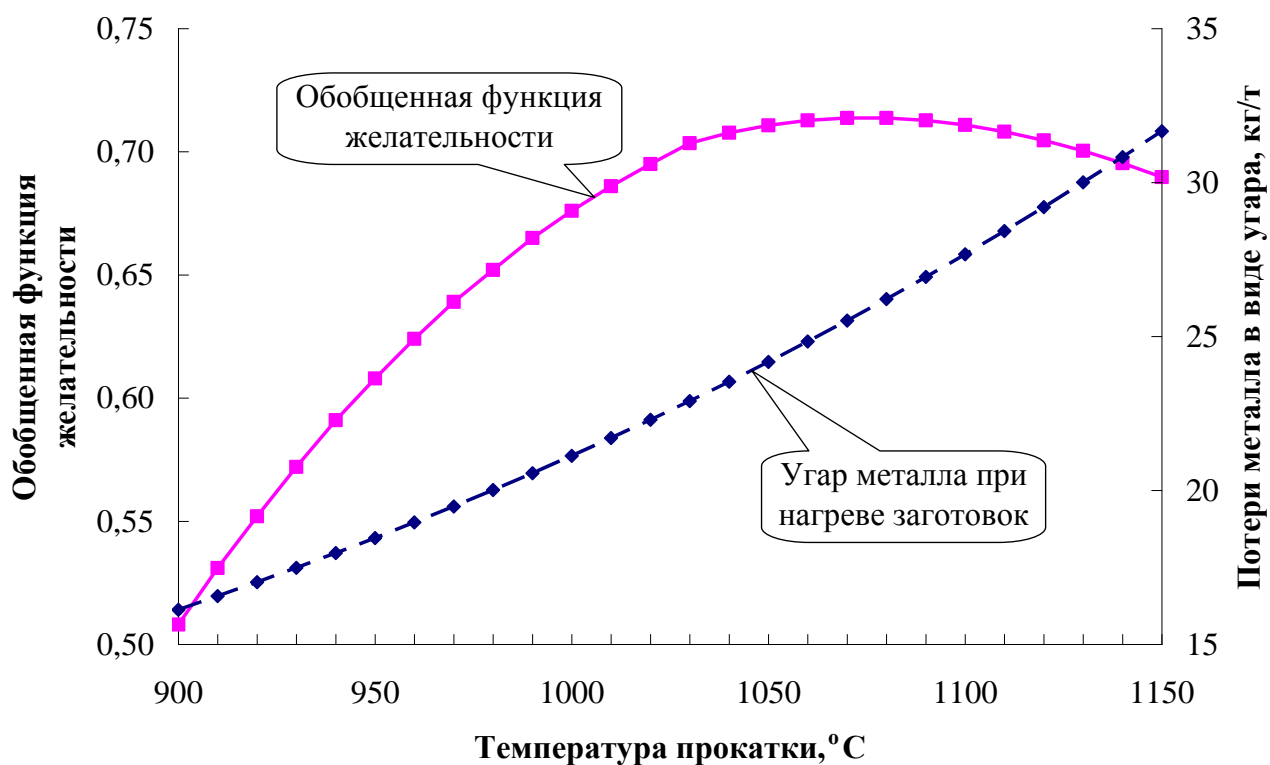


Рисунок 5.16 – Зависимость обобщенной функции желательности режима прокатки шаров из рельсовых сталей марок Э76ХФ и К76Ф от температуры деформации

С целью подтверждения полученных данных проведен опытно-промышленный эксперимент, в ходе которого заготовки рельсовой стали марки К76Ф одной плавки (аналогичного химического состава) прокатаны на шары диаметром 60 мм с температурами 980°С (базовый режим) и 1030°С (новый режим) [261]. При этом параметры термообработки шаров для обеих партий выбраны идентичными.

Для оценки влияния режима производства шаров на интенсивность трещинообразования производились металлографические исследования структуры шаров после прокатки (до термообработки). Для проведения указанных исследований шары обеих партий (по 25 шаров от каждой партии) после прокатки и охлаждения на воздухе разрезали на равные части. По полученным данным при использовании базового режима прокатки внутренние трещины обнаружены в 12% шаров, а при использовании нового режима прокатки такие дефекты не выявлены.

Исследования ударной стойкости шаров, проведенные методом копровых испытаний, подтвердили повышение качества их структуры при использовании нового режима прокатки: всего испытано по 50 шаров от каждой партии (таблица 5.24).

Таблица 5.24 – Влияние температуры прокатки шаров из рельсовой стали К76Ф на их ударную стойкость

Температурный режим прокатки	Доля шаров выдержавших 75 ударов, %	Доля шаров, не выдержавших испытания, % (количество ударов до разрушения)
Базовый (температура прокатки 980°C)	86	14 (12-29)
Новый (температура прокатки 1030°C)	100	0

Исследованиями микроструктуры шаров после полного цикла термообработки (закалка + отпуск) установлено, что применение нового режима прокатки обуславливает незначительное увеличение размера зерна на поверхности по сравнению с использованием базового режима (таблица 5.25). При этом средний размер зерна на рассматриваемой выборке практически не изменился, что обусловило отсутствие различий в поверхностной твердости шаров, произведенных с использованием разных температурных режимов прокатки (таблица 5.25).

Таблица 5.25 – Влияние температуры прокатки шаров из рельсовой стали К76Ф на качество их микроструктуры и твердость после термообработки

Температурный режим прокатки	Балл зерна по ГОСТ 5639-82		Поверхностная твердость, HRC
	максимальный	средний	
Базовый (температура прокатки 980°C)	6	5,8	56
Новый (температура прокатки 1030°C)	5	5,2	56

Результаты опытно-промышленного опробования нового температурного режима прокатки шаров из рельсовой стали в условиях ОАО «ГМЗ» свидетельствуют о повышении качества микроструктуры и увеличении эксплуатационных характеристик шаров при его использовании, что подтверждено соответствующим Актом использования результатов исследований (Приложение В) – ожидаемый экономический эффект составляет 22,5 млн. руб/год.

5.4 Выводы

С использованием методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей разработаны новые эффективные технологические режимы прокатки различных профилей в условиях промышленных прокатных станов:

- прошел опытно-промышленное опробование и внедрен на рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК» режим прокатки железнодорожных рельсов, обеспечивающий снижение удельного расхода электроэнергии на 0,51 кВт·ч/т, уменьшение расхода прокатных валков черновых клетей на 0,51 кг/т, снижение отбраковки рельсов по дефектам поверхности на 0,78%; экономическая эффективность от внедрения составила 121,051 млн. руб/год (в ценах 2015 г.) при долевом участии автора диссертационной работы 20% или 24,210 млн. руб.;

- прошел опытно-промышленное опробование на рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК» режим прокатки остряковых рельсов, использование которого позволяет снизить удельный расход электроэнергии на 0,49 кВт·ч/т и уменьшить отбраковку рельсов по дефектам поверхности на 0,5%; ожидаемый экономический эффект от внедрения составляет 29,7 млн. руб/год;

- прошел опытно-промышленное опробование в условиях шаропрокатного стана ОАО «ГМЗ» новый температурный режим прокатки мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовой стали К76Ф, позволяющий повысить качество микроструктуры и ударную стойкость готовой продукции; ожидаемая

экономическая эффективность, подтвержденная Актом использования результатов исследования, составляет 22,5 млн. руб/год.

2. В рамках направления по проектированию материаловосберегающих режимов производства проката разработана и получила патентную защиту порошковая проволока нового состава на основе техногенных отходов, используемая для восстановления прокатных валков станов, специализирующихся на прокатке сортовых заготовок из отбраковки рельсовых сталей. Опытно-промышленное опробование восстановления валков сортопрокатного стана ОАО «ГМЗ» с использованием указанной порошковой проволоки показало увеличение продолжительности работы валков на 17-21% при снижении стоимости процесса наплавки на 160-870 руб. на 1 кг наплавленного слоя, что подтверждено соответствующей Справкой.

Заключение

1. Разработаны концептуальные основы и алгоритм применения на практике методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации, учитывающего влияние параметров деформации на частные критерии оптимизации по энергоэффективности, качеству готового проката, материалосбережению и производительности стана.

2. Установлены, теоретически обоснованы и обобщены в виде аналитических зависимостей закономерности изменения сопротивления пластической деформации и пластичности рельсовых сталей марок К76Ф, Э76ХФ, Э76ХСФ и Э90ХАФ при варьировании термомеханических параметров их деформации и химического состава в рамках фактического и допустимого интервалов изменения, в том числе:

- показано, что при увеличении относительной деформации сопротивление пластической деформации изменяется по параболическому закону с достижением максимума при степенях деформации 0,20-0,30 независимо от температуры и скорости деформации;

- на основании металлографических исследований установлено, что наличие максимума на кривых текучести рельсовых сталей обусловлено протеканием динамической рекристаллизации;

- показано, что снижение температуры и повышение скорости деформации при одной и той же степени деформации обуславливает увеличение сопротивления пластическому деформированию;

- определено, что увеличение содержания углерода, марганца, ванадия, азота, серы и фосфора в пределах фактического изменения их концентраций обуславливает повышение сопротивления пластической деформации;

- установлено, что сопротивление пластической деформации снижается по мере удаления от поверхности к центральной зоне непрерывнолитых заготовок, что обусловлено влиянием размера зерна;

- обосновано, что увеличение концентрации углерода, азота, ванадия серы и фосфора приводит к снижению максимальной пластичности; при этом с увеличением скорости деформации критерий пластичности уменьшается вне зависимости от химического состава сталей.

3. Определены и обобщены в виде аналитических зависимостей закономерности влияния параметров деформации на формирование схемы напряженно-деформированного состояния металла и выкатываемости дефектов в процессе прокатки рельсов, сортовых заготовок и мелющих шаров из рельсовых сталей, в том числе:

- определено, что вне зависимости от формы калибров используемых для прокатки рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана, заготовок квадратного сечения в указанных клетях, заготовок круглого сечения в условиях сортового стана увеличение коэффициентов вытяжки по проходам, повышение температуры начала прокатки и дополнительные кантовки раската способствуют формированию более благоприятной схемы НДС металла; при этом для условий прокатки рельсов в специализированных «рельсовых» калибрах на формирование благоприятной схемы НДС дополнительное положительное влияние также оказывает повышение степени подобия формы калибров и исходного подката;

- показано, что при производстве шаров на стане поперечно-винтовой прокатки повышение температуры деформации в интервале температур горячей прокатки обуславливает формирование более благоприятной схемы НДС металла;

- применительно к калибрам, используемым на начальной стадии прокатки рельсовых профилей и при прокатке сортовых заготовок из рельсовых сталей, установлена значительная неравномерность коэффициентов вытяжки поверхностных слоев раската по длине и ширине, а также неравномерность вытяжки по сечению раската; показано, что наибольшей вытяжке подвергаются поверхностные зоны, прилегающие к торцам раската, а зависимость неравномерности коэффициентов вытяжек по сечению раската от формы очага деформации имеет выраженный степенной характер;

- показано, что при деформации в калибрах простой формы коэффициенты вытяжки по проходам, расположение и пространственная ориентация поверхностных дефектов оказывают значимое влияние на их выкатываемость; установлено, что наиболее интенсивно, как по глубине, так и по ширине выкатываются продольные дефекты, а наименее интенсивно – поперечные дефекты, при этом выкатываемость дефектов увеличивается при повышении коэффициента вытяжки по линейному закону вне зависимости от их пространственной ориентации и месторасположения.

4. С использованием новой методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации, разработаны эффективные режимы прокатки рельсовых профилей, обеспечивающие повышение качества готовой продукции и технико-экономических показателей ее производства, в том числе:

- новый режим прокатки железнодорожных рельсов на рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК», внедрение которого позволило получить экономический эффект 121,051 млн. руб/год (при долевом участии автора диссертационной работы 20% или 24,210 млн. руб.) за счет снижения удельного расхода электроэнергии на 0,51 кВт·ч/т, уменьшения расхода прокатных валков черновых клетей на 0,51 кг/т, снижения отбраковки рельсов по дефектам поверхности на 0,78% (подтверждено Актом внедрения);

- новый режим прокатки остряковых рельсов на рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК», в ходе опытно-промышленного опробования которого достигнуто снижение удельного расхода электроэнергии на 0,49 кВт·ч/т и уменьшение отбраковки рельсов по дефектам поверхности на 0,5% (ожидаемый экономический эффект от внедрения составляет 29,7 млн. руб/год).

5. В соответствии с принятой концепцией совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей разработан новый наплавочный материал на основе техногенных отходов для восстановления прокатных валков станов, специализирующихся на прокатке сортовых заготовок из отбраковки рельсовых сталей. Указанный материал получил патентную защиту,

эффективность его применения подтверждена опытно-промышленным опробование восстановления валков сортопрокатного стана ОАО «ГМЗ» – достигнуто увеличение продолжительности жизни валков на 17-21% при снижении стоимости процесса наплавки на 160-870 руб. на 1 кг наплавленного слоя, что подтверждено соответствующей Справкой.

6. Опираясь на методику совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации разработан новый температурный режим прокатки мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовой стали К76Ф, по результатам опытно-промышленного опробования которого в условиях ОАО «ГМЗ» установлено повышение качества микроструктуры и увеличение ударной стойкости производимых шаров. Ожидаемая экономическая эффективность применения указанного режима прокатки, подтвержденная Актом использования результатов исследования, составляет 22,5 млн. руб/год.

7. Результаты диссертационной работы внедрены в учебный процесс ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» и используются при подготовке научно-педагогических кадров в аспирантуре по направлению 22.06.01 «Технологии материалов», направленность «Обработка металлов давлением», что подтверждено соответствующей Справкой.

Библиографический список

1. Совершенствование калибровки валков для прокатки круглых и арматурных профилей / В. Н. Асанов, А. Б. Стеблов, О. Н. Тулупов, Д. В. Ленартович. // Сталь. – 2008. – №11. – С. 90-91.
2. Влияние конструкции калибров на формирование дефектов поверхности сортового проката / Юров В. А., Назаров И. Е., Жоров П. Ф. [и др.]. // Сталь. – 1999. – №12. – С. 35-37.
3. Выкатываемость дефектов при прокатке крупносортовой стали / Егоров В. Д., Тимофеев В. В., Зудов Е. Г. [и др.]. // Сталь. – 1995. – №1. – С. 32-34.
4. Интенсификация выработки поверхностных дефектов при производстве заготовок / Г. С. Уткин, Б. С. Резвов, В. В. Храмцов [и др.]. // Производство проката. – 2004. – №4. – С. 18-22.
5. Dyja, H. The influence of rolling process parameters and lengthening grooves shape on closing internal material discontinuities / H. Dyja, K. Sobczak // 7th International Conference Mechatronic Systems And Materials. – Kaunas: Kaunas University of technology, 2011. – P. 192.
6. Изменение поверхностных дефектов при прокатке трубной заготовки из коррозионностойкой стали / Ю. В. Зильберг, М. М. Родман, С. В. Ревякин, Е. А. Боровенский. // Сталь. – 1991. – №10. – С. 33-36.
7. Зильберг, Ю. В. Формоизменение поверхностных дефектов при прокатке в простых калибрах / Ю. В. Зильберг, С. В. Ревякин // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 1996. – №8 – С. 23-25.
8. Зильберг, Ю. В. Исследование закономерностей формоизменения поверхностных дефектов при прокатке / Ю. В. Зильберг // Сталь. – 1997. – №10. – С. 44-46.
9. Определение рациональной формы предчистовых калибров для прокатки арматурной стали переходного профиля / Найзабеков А. Б., Кривцова О. Н., Панин Е. А. [и др.]. // Производство проката. – 2015. – №1. – С. 18-21.

10. Кинзин, Д. И. Исследование эффективности калибровки сортовых профилей с помощью программы DEFORM-3D // Д. И. Кинзин, С. С. Рычков // Инженерные системы. – 2010. – С. 133-135.
11. Ершов, С. В. Экспериментальное исследование трансформации поверхностных дефектов при прокатке в условиях неравномерной деформации / С. В. Ершов, Е. Е. Мостипан // Теория и практика металлургии. – 2008. – №1. – С. 35-39.
12. Мещерякова, А. О. Моделирование и исследование процессов деформации дефектов поверхности проката / А. О. Мещерякова, А. В. Галкин, В. А. Пименов // Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство: материалы Двенадцатой Всероссийской научно-практической конференции, Том II. – Старый Оскол, 2015. – С. 217-223.
13. Калугина, О. Б. Повышение энергоэффективности процесса сортовой прокатки путем оптимизации формы калибров / О. Б. Калугина, Д. И. Кинзин, А. Б. Моллер // Известия вузов. Черная металлургия. – 2013. – №10. – С. 10-12.
14. Развитие технологии прокатки и процессов калибровки железнодорожных рельсов / Головатенко А. В., Волков К. В., Дорофеев В. В. [и др.]. // Производство проката. – 2014. – №2. – С. 25-39.
15. Полухин, П. И. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов / П. И. Полухин, Г. Я. Гун, А. М. Галкин. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
16. Губкин, С. И. Пластическая деформация металлов. Т. 2. / С. И. Губкин. – М.: Metallurgizdat, 1961. – 416 с.
17. Пресняков, А. А. Пластичность металлических сплавов / А. А. Пресняков. – Алма-Ата: изд-во АН КазССР, 1959. – 211 с.
18. Скуднов, В. А. О критерии пластичности для обработки металлов давлением / В. А. Скуднов, Л. Д. Соколов // Известия АН СССР. Металлы. – 1965. – № 4. – С. 117–125.

19. Зайков, М. А. Критерий пластичности при обработке давлением / М. А. Зайков, В. Н. Перетяцько // Известия вузов. Черная металлургия. – 1959. – №8. – С. 75-86.
20. Зайков, М. А. К вопросу о критерии пластичности металла / М. А. Зайков, В. Н. Перетяцько // Известия вузов. Черная металлургия. – 1965. – №10. – С. 90–93.
21. Колмогоров, В. Л. Напряжения, деформации и разрушение / В. Л. Колмогоров. – М.: Металлургия, 1970. – 229 с.
22. Колмогоров, В. Л. Пластичность и разрушение / В. Л. Колмогоров. – М.: Металлургия, 1977. – 336 с.
23. Колмогоров, В. Л. Механика обработки металлов давлением / В. Л. Колмогоров. – М.: Металлургия, 1986. – 688 с.
24. Перетяцько, В. Н. Развитие теории и практики металлургических технологий. Т. 2. Пластичность и разрушение сплавов в процессах нагрева и обработки давлением / В. Н. Перетяцько, М. В. Темлянцев, М. В. Филиппова; под ред. В. Н. Перетяцько, Е. В. Протопопова, И. Ф. Селянина. – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.
25. Дзугутов, М. Я. Пластичность и деформируемость высоколегированных сталей и сплавов / М. Я. Дзугутов. – М.: Металлургия, 1990. – 303 с.
26. Бирза, В. В. Классификация сталей по показателю предельной пластичности при обработке давлением / В. В. Бирза, А. В. Бирза // Сталь. – 2010. – №7. – С. 66-71.
27. О причинах провалов горячей пластичности сталей / Колбасников Н. Г., Матвеев М. А., Мишин В. В. [и др.]. // Металлы. – 2014. – №5. – С. 36-43.
28. Симачев, А. С. Исследование технологической пластичности непрерывно-литой заготовки рельсовой электростали и повышение эксплуатационных свойств рельсов на основе совершенствования технологии термомеханической обработки: диссертация канд. техн. наук: 05.16.01 / Симачев Артем Сергеевич. – Новокузнецк, 2017. – 148 с.

29. Викторov, Н. А. Горячая пластичность стали 09Г2С / Н. А. Викторov // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 4 (646). – С. 46-47.

30. Колбасников, Н. Г. Исследование влияния бора на высокотемпературную пластичность микролегированных сталей // Н. Г. Колбасников, М. А. Матвеев // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. – 2016. – №1 (238). – С. 129-135.

31. Исследование горячей пластичности трубных микролегированных сталей производства литейно-прокатного комплекса / А. В. Червонный, Д. А. Рингинен, Д. С. Астафьев, Л. И. Эфрон // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2015. – №2. – С. 49-56.

32. Максимов, А. Б. Влияние циклической деформации изгибом на вязкость и пластичность низколегированных сталей / А. Б. Максимов, М. В. Гуляев, И. С. Ерохина // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2016. – №3. – С. 358-363.

33. Физическое моделирование горячей пластичности микролегированной трубной стали при непрерывной разливке и горячей прокатке / Колбасников Н. Г., Матвеев М. А., Зотов О. Г. [и др.]. // Сталь. – 2014. – №2. – С. 59-64.

34. Цурков, В. Н. Влияние водорода на пластичность стали в изделиях больших сечений / В. Н. Цурков // Вестник Российского университета дружбы народов. Серия: Инженерные исследования. – 2003. – №2. – С. 137-139.

35. Матвеев, М. А. Исследование высокотемпературной пластичности микролегированных сталей / М. А. Матвеев, Н. Г. Колбасников // Сталь. – 2016. – №4. – С. 47-51.

36. Влияние азота на механические свойства и технологическую пластичность аустенитной стали / А. Н. Мазнический, Ю. Н. Гойхенберг, Р. В. Сприкут, Е. С. Савушкина. // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: металлургия. – 2019. – Т. 19. – №2. – С. 25-35.

37. Исследование влияния температуры нагрева на технологическую пластичность стали 15Х13Н2 применительно к процессу винтовой прошивки /

Корсаков А. А., Михалкин Д. В., Алютина Е. В. [и др.]. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической информации. – 2020. – Т. 76. – №2. С. 162-168.

38. Высокотемпературные характеристики сталей С45 и С70 / С. Савицкий, К. Лабер, Х. Дыя, А. Кавалев // Качество в обработке материалов. – 2016. – №1 (5). С. 8-11.

39. Повышение пластичности среднеуглеродистых марок стали при температурах прокатки / Д. С. Езупенок, Д. Ж.Исакова, Г. Б.Нургалиева, П. О. Быков. // Наука и техника Казахстана. – 2014. – №3-4. – С. 20-24.

40. Hot plasticity and processing maps of new secondary-hardening ultra-high strength steel / F. Wang, Y.-J. Zhang, Z.-Y. Yang, Q. Gao. // Suxing Gongcheng Xuebao/Journal of Plasticity Engineering. – 2016. – Vol. 23. – №6. – pp. 137-142.

41. Hot plasticity of 690 MPa grade steel for marine engineering / Zhou Y., Yan L., Li S. [etc.]. // Jinshu Rechuli/Heat Treatment of Metals. – 2016. – Vol. 41. – №8. – pp. 14-17.

42. Determination of characteristics of plasticity of selected medium and high carbon steel grades in hot torsion test / K. Laber, H. Dyja, A. Kawalek, S. Sawicki. // Metalurgija. – 2016. – Vol. 55. – №4. – pp. 635-638.

43. Effects of O, N and Ni contents on hot plasticity of 0Cr25Ni7Mo4N duplex stainless steel / Y. Chen, T. Zhang, Y. Wang, J. Li. // Jinshu Xuebao/Acta Metallurgica Sinica. – 2014. – Vol. 50. – №8. – pp. 905-912.

44. Optimization of the product of strength and plasticity of hot-stamped WHT1300HF high strength steel / Liu K., Chi B., Shi Z.M. [etc.]. // Advanced Materials Research. – 2013. – Vol. 798. – pp. 280-285.

45. Hot plasticity and fracture mechanism of the third generation of automobile steel / Fan Y., Wang M.-L., Zhang H. [etc.] // Beijing Keji Daxue Xuebao/Journal of University of Science and Technology Beijing. – 2013. – Vol. 35. – №5. – pp. 607-612.

46. Rusănescu, C. O. The influence of the residual copper on the pipes steel hot plasticity according to environmental requirements / C. O. Rusănescu, M. Rusănescu // Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy. – 2013. – Vol. 49. – №3. – pp. 353-356.

47. Study on hot plasticity and microstructure of Mn18Cr18 high nitrogen austenitic stainless steel / Y. Chen, S. Feng, J. Zhang, J. Li. // *Advanced Materials Research*. – 2010. – Vol. 97-101. – pp. 805-808.

48. Knapieński, M. Analysis of the plasticity of high-carbon alloy steel in the conditions of hot plastic working / M. Knapieński, M. Kwapisz, A. Kawałek // *Solid State Phenomena*. – 2010. – Vol. 165. – pp. 85-90.

49. Investigation of the Hot Plasticity of Duplex Stainless Steel / Lin G., Zhang Z.-X., Song H.-W. [etc.]. // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2008. – Vol. 15. – №6. – pp. 83-86.

50. Effect of copper on the hot plasticity of 304HC stainless steel / G.Z. Cui, H.S. Di, G.D. Wang, X.H. Liu // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. – 2005. – Vol. 18. – №5. – pp. 674-678.

51. Studies on hot ductility and plasticity of ship steel plate containing Nb and Ti / Wang C., Wu W., Gan Y., He, Y., Zhu, B. [etc.]. // *Kang T'ieh/Iron and Steel (Peking)*. – 2002. – Vol. 37. – №8. – pp. 49-52.

52. Hot plasticity of 304HC stainless steel and the establishment of the model of resistance to deformation / G.-Z. Cui, H.-S. Di, X.-H. Liu, G.-D. Wang // *Dongbei Daxue Xuebao/Journal of Northeastern University*. – 2001. – Vol. 22. – №6. – pp. 656-659.

53. Strength and plasticity of hot and cold rolled high strength weathering formable steel sheets / M. Buršak, I. Mamuzić, J. Michel, J. Hidveghy // *Metalurgija*. – 2001. – Vol. 40. – №2. – pp. 101-105.

54. Смирнов-Аляев, Г. А. Механические основы пластической обработки металлов / Г. А. Смирнов-Аляев. – Ленинград: Машиностроение, 1978. – 368 с.

55. Дель, Г. Д. Критерий деформируемости металлов при обработке давлением / Г. Д. Дель, В. А. Огородников, В. Г. Нахайчук // *Известия вузов. Машиностроение*. – 1975. – №4. – С. 19-24.

56. Огородников, В. А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением / В. А. Огородников. – Киев.: Выща школа, 1983. – 175 с.

57. Дель, Г. Д. Пластичность деформированного металла / Г. Д. Дель // Физика и техника высоких давлений. – 1983. – № 11. – С. 28-32.
58. Федотов, В. А. Выбор критериев разрушения в задачах обработки металлов давлением / В. А. Федотов, А. В. Гуцалюк, Р. С. Ткаченко // Herald of Khmelnytskyi national universit. – 2014. – Issue 6 (219). – pp. 20-26.
59. Огородников, В. А. Выбор критериев деформируемости при оценке использованного ресурса пластичности в процессах обработки металлов давлением / В. А. Огородников, А. В. Грушко, А. В. Гуцалюк // Вистік НТУ «ХП». – 2014. – № 5 (1048). – С. 127-136.
60. Нахайчук, О. В. Оценка граничного формообразования заготовок при сложном нагружении / О. В. Нахайчук // Збірник наукових праць Вінницького національного аграрного університету. Серія: Технічні науки. – 2012. – № 10 – Т.2 (59). – С. 23-26.
61. Сопротивление деформации и пластичность металлов при обработке давлением / Калпин Ю. Г., Перфилов В. И., Петров П. А. [и др.]. – М.: Машиностроение, 2011. – 244 с.
62. Перетятко, В. Н. Пластичность металла при горячей деформации / В. Н. Перетятко // Обработка металлов давлением – Свердловск: УПИ, 1982. – С. 58-64.
63. Моделирование обработки металлов давлением с помощью комплекса «DEFORM» / А. А. Харламов, А. П. Латаев, В. В. Галкин, П. В. Уланов. // САПР и графика. – 2005. – №5. – С. 2-4.
64. Применение системы DEFORM для моделирования технологических процессов обработки металлов давлением / Д. В. Бузлаев, В. А. Кропотов, А. А. Сахарчук, А. А. Харламов. – М.: ТЕСИС, 2001. – 13 с.
65. Харламов, А. А. DEFORM – программный комплекс для моделирования процессов обработки металлов давлением / А. А. Харламов, А. П. Уваров // САПР и графика. – 2003. – №6. – С. 10-15.
66. Каплун, А. Б. ANSYS в руках инженера / А. Б. Каплун, Е. М. Морозов, М. А. Олферьева. – М.: Едиториал УРСС, 2004. – 212 с.

67. Гун, Г.Я. Автоматизированная система «РОРМ-2D» для расчета формоизменения в процессе штамповки на основе метода конечных элементов / Г. Я. Гун // Кузнечно-штамповочное производство. – 1992. – №9-10. – С. 15-18.
68. Биба, Н. В. Разработка и применение программ моделирования трехмерной объемной штамповки QForm2D/3D / Н. В. Биба // САПР и графика. – 2001. – №9. – С. 18-19.
69. Полищук, Е. Г. Система расчета пластического деформирования «Рapid» / Е. Г. Полищук, Д. С. Жиров, Р. А. Вайсбурд // Кузнечно-штамповочное производство. – 1997. – №8. – С. 16-18.
70. Буркин, С. П. Расчет технологических задач обработки металлов давлением с помощью пакета прикладных программ «Пласт» методом конечных элементов / С. П. Буркин, Ю. Н. Логинов, С. В. Смирнов. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 1993. – 34 с.
71. Оден, Дж. Конечные элементы в нелинейной механике сплошных сред / Дж. Оден. – М.: Мир, 2006. – 464 с.
72. Норри, Д. Введение в метод конечных элементов / Д. Норри, Ж. де Фриз. – М.: Мир, 1981. – 304 с.
73. Зенкевич, О. К. Метод конечных элементов в технике / О. К. Зенкевич. – М.: Мир, 1975. – 543 с.
74. Сегерлинд, Л. Д. Применение метода конечных элементов / Л. Д. Сегерлинд. – М.: Мир, 1979. – 393 с.
75. Kobayashi, S. Metal forming and the Finite-Element Method / S. Kobayashi, S-I. Oh, T. Altan. – Oxford: Oxford University Press, 1989. – 333 p.
76. Дмитриева, А. Я. Определение влияния угла охвата заготовки при радиальной ковке на механические свойства изделия при помощи программного комплекса DEFORM-3D / А. Я. Дмитриева // Инженерные системы – 2010: труды Международной научно-практической конференции. – М.: Российский университет дружбы народов, 2010. – С. 105-110.
77. Моделирование структурообразования в титановом сплаве ВТ6 при изотермической ковке в программном комплексе Deform / Лопатин Н. В.,

Горбушина С. Н., Семенова И. П. [и др.]. // Компьютерные исследования и моделирование. – 2014. – Т. 6. – № 6. – С. 975-982.

78. Аксёненко, А.Ю. Анализ различных методов разработки процесса изготовления корпусных деталей комбинированным выдавливанием / А. Ю. Аксёненко, Н. В. Коробова, А. М. Дмитриев // Компьютерные исследования и моделирование. – 2014. – Т. 6. – № 6. – С. 967-974.

79. Найзабеков, А. Б. Моделирование совмещенного процесса «прокатка-прессование» с использованием равноканальной ступенчатой матрицы / А. Б. Найзабеков, С. Н. Лежнев, Е. А. Панин // Труды Университета: Караганда, 2008. – №3. – С. 16-19.

80. Довженко, Н. Н. Моделирование процесса непрерывного прессования методом Конформ в инженерном программном комплексе DEFORM-3D / Н. Н. Довженко, И. Ю. Губанов, И. В. Солопко // Инженерные системы – 2011: труды Международной научно-практической конференции: – М.: Российский университет дружбы народов, 2011. – С. 151-156.

81. Компьютерное моделирование безоправочного волочения тонкостенных труб / В. Р. Каргин, Б. В. Каргин, Т. С. Пастушенко, Я. А. Ерисов. // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. – 2009. – № 2. – С. 68-74.

82. Кушнарев, А. В. Математическое моделирование черновой и чистовой штамповки непрерывнолитых заготовок, используемых при производстве железнодорожных колес / А. В. Кушнарев, А. А. Богатов, В. А. Кропотов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. – 2010. – №1. – С. 34-38.

83. Песин, А. М. Моделирование поведения поперечных трещин непрерывнолитых слябов при черновой прокатке на широкополосных станах горячей прокатки / А. М. Песин, В. М. Салганик, Д. О. Пустовойтов // Черная металлургия. – 2011. – №5. (1337). – С. 48-52.

84. Кинзин, Д. И. Использование программного комплекса DEFORM 3D при моделировании процессов сортовой прокатки / Д. И. Кинзин, С. С. Рычков // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2011. – №2 – С. 45-48.

85. Шилов, В. А. Моделирование процесса прокатки рельсов в универсальных калибрах / В. А. Шилов, Р. А. Литвинов, Д. Л. Шварц // Производство проката. – 2009. – №8 – С. 20-25.

86. Скосарь, Е. О. Температурное и напряженно-деформированное состояние металла при прокатке рельсов / Е. О. Скосарь, В. А. Шилов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – №11. – С. 63-64.

87. Сметанин, С. В. Исследования напряженно-деформированного состояния металла при прокатке трамвайных рельсов в универсальном четырехвалковом калибре / С. В. Сметанин, В. Н. Перетяtko, К. В. Волков // Сталь. – 2014. – №7. – С. 36-39.

88. Перетяtko, В. Н. Исследования напряженного состояния металла при прокатке в четырехвалковых разрезных калибрах / В. Н. Перетяtko, С. В. Сметанин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2015. – №1. – С. 28-33.

89. Голышков, Р. Оптимизация технологических процессов колесопрокатного производства с помощью программного комплекса DEFORM / Р. Голышков, А. Латаев, А. Харламов // САПР и графика. – 2006. – №7. – С. 73-75.

90. Cockcroft, M. G., Latham D. J. Ductility and Workability of metals / M. G. Cockcroft, D. J. Latham // J. Inst. Metals. – 1968. – Vol. 96. – P. 33-39.

91. Разработка эффективной схемы деформации проката в черновой группе клетей стана 2000 / Молостов М. А., Стеканов П. А., Дубовский С. В. [и др.]. // Сталь. – 2009. – № 10. – С. 51-52.

92. Власов А. В. Расчет поврежденности металла при холодной радиальной ковке по результатам конечно-элементного моделирования в программе Deform 3D / А. В. Власов // Состояние, проблемы и перспективы развития кузнечно-

прессового машиностроения и обработки давлением: сборник докладов и материалов IX Конгресса «Кузнец-2009». – Рязань, 2009. – С. 204–218.

93. Исследование влияния схемы обжаты слитков на качество поверхности раската / Кузнецов И. С., Сафронов А. А., Сапрыкин В. А. [и др.] // Производство проката. – 1999. – №1. – С. 5-8.

94. Зюзин, В. И. Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке / В. И. Зюзин, М. Я. Бровман, А. Ф. Мельников – М.: Металлургия, 1964. – 270 с.

95. Ефимов, В. Н. Сопротивление деформации в процессах прокатки / В. Н. Ефимов, М. Я. Бровман – М.: Металлургия, 1996. – 254 с.

96. Соколов, Л. Д. Сопротивление металлов пластической деформации / Л. Д. Соколов. – М.: Металлургиздат, 1963. – 284 с.

97. Тарновский, И. Я. Сопротивление деформации и пластичность стали при высоких температурах / И. Я. Тарновский. – Тбилиси: Сабчота сакартвело, 1970. – 224 с.

98. Броздыка, А. М. Методы горячих механических испытаний металлов / А. М. Броздыка. – М: Научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1962. – 488 с.

99. Бэкофен, В. Процессы деформации. / В. Бэкофен; Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1977. – 288 с.

100. Зайков, М. А. Режимы деформации и усилия при горячей прокатке / М. А. Зайков. – Свердловск: Металлургиздат, 1960. – 300 с.

101. Queen, H. J. Plastic Deformation of Materials / H. J. Queen, J. J. Jonas. – New York: Academic Press, 1975 – 493 p.

102. The Hot Deformation of Austenite: edited by J.B. Ballance – New York: AIME, 1977 – 631 p.

103. Orowan E., Report M. Forging Committee, Mech. Working Divisions, 1950. – 68 p.

104. Зиновьев, Е. Г. Современные пластометрические установки для определения механических свойств металлов и сплавов в широком диапазоне

температур, скоростей и степеней деформации / Е. Г. Зиновьев, Г. В. Белалова // Сборник «Неделя металлов в Москве». – М.: ВНИИметмаш, 2005. – С. 486-494.

105. Галкин, А. М. Автоматическая установка для испытаний на кручение при высоких скоростях нагружения / А. М. Галкин // Заводская лаборатория. – 2000. – Т. 66 – №1. – С. 55-57.

106. Остапенко, А. Л. Оценка влияния методики определения сопротивления деформации на погрешность расчета силы горячей прокатки полос и листов / А. Л. Остапенко, Е. А. Руденко, Л. А. Курдюкова // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». – 2013. – №6. – С. 38-44.

107. Андреюк, В. Л. Аналитическая зависимость сопротивления деформации сталей и сплавов от их химического состава / В. Л. Андреюк, Г. Г. Тюленев, Б. С. Прицкер // Сталь. – 1972. – № 6. – С. 522-523.

108. Мигачев, Б. А. Сопротивление деформации в механике обработке давлением / Б. А. Мигачев. – Екатеринбург: УрО РАН, 1997. – 176 с.

109. Карпов, С. В. Сопротивление деформации марганцовистых сталей / С. В. Карпов, А. А. Банщиков, А. С. Карпова // Ползуновский альманах. – 2008. – №3. – С. 123-126.

110. О применимости методик расчета сопротивления деформации для оценки энергосиловых условий горячей прокатки полос / А. Л. Остапенко, В. А. Переходченко, О. Н. Кушнир, Д. А. Пластун // Сталь. – 2014. – №5. – С. 41-52.

111. Коновалов, А. В. Вязкопластическая модель сопротивления металла высокотемпературной деформации / А. В. Коновалов // Металлы. – 2005. – №5. – С. 94-98.

112. Hildenbrand, A. Self-consistent poly crystal modelling of dynamic recrystallization during the shear deformation of A Ti IF steel / A. Hildenbrand, A. Molinari, J. Baczynski // Acta mater. – 1999. – Vol. 47. – № 2. – pp. 447-460.

113. Marx, E. Simulation of primary recrystallization / E. Marx // Acta mater. – 1999. – Vol. 47. – №4. – pp. 1219-1230.

114. Manonukul, A. Dynamic recrystallization / A. Manonukul, N. Dunne // Acta mater. – 1999. – Vol. 47. – № 7. – pp. 4339-4354.

115. Баакашвили, В. С. Механическое поведение металлов при пластической деформации / В. С. Баакашвили – Тбилиси: Издательство Тбилисского университета, 1986. – 360 с.

116. Применение теории ползучести при обработке металлов давлением / А. А. Поздеев, В. И. Тарновский, В. И. Еремеев, В. С. Баакашвили. – М.: Металлургия, 1973. – 192 с.

117. Колбасников, Н. Г. Интегрально-вероятностная интерпретация температурной зависимости предела текучести металлов / Н. Г. Колбасников, И. Ю. Трифанова / Известия вузов. Черная металлургия. – 1995. – №11. – С. 36-41.

118. Колбасников, Н. Г. Интегрально-вероятностная модель сопротивления деформации металлов / Н. Г. Колбасников, И. Ю. Трифанова / Проблемы эффективности машиностроительного производства: сборник научных трудов – СПб: СПБИЭА, 1995. – С. 40-49.

119. Колбасников, Н. Г. Сопротивление деформации металлов как результат самоорганизации системы. Сообщение 1. / Н. Г. Колбасников, И. Ю. Трифанова / Известия РАН. Металлы. – 1996. – №2. – С. 62-65.

120. Колбасников, Н. Г. Сопротивление деформации металлов как результат самоорганизации системы. Сообщение 2. / Н. Г. Колбасников, И. Ю. Трифанова / Известия РАН. Металлы. – 1996. – №2. – С. 66-71.

121. Колбасников, Н. Г. Сопротивление деформации металлов как результат самоорганизации системы. Сообщение 3. / Н. Г. Колбасников, И. Ю. Трифанова / Известия РАН. Металлы. – 1996. – №2. – С. 72-78.

122. Трифанова, И. Ю. Наследственная интегрально-вероятностная модель сопротивления деформации и пластичности металлов: диссертация ... канд. техн. наук: 05.16.05 / Трифанова Ирина Юрьевна. – Санкт-Петербург, 1996. – 212 с.

123. Коновалов, А. В. Построение динамических моделей сопротивления металлов пластической деформации методами теории идентификации / А. В. Коновалов // Металлы. – 1984. – № 6. – С. 178-184.

124. Ding, R. Microstructural modeling of dynamic recrystallization using an extended cellular automaton approach / R. Ding, Z.X. Guo // *Computational Materials Science*. – 2002. – №23. – pp. 209-218.

125. Goetz, R. L. Modeling dynamic recrystallization using cellular automata / R. L. Goetz, V. Seetharaman // *Scripta Materialia*. – 1998. – Vol. – 38. – №3. – pp. 405-413.

126. Смирнов, А. С. Разработка методики идентификации определяющих соотношений для металлов при больших высокотемпературных пластических деформациях: диссертация ... канд. техн. наук: 01.02.04 / Смирнов Александр Сергеевич. – Москва, 2008. – 243 с.

127. Prediction of deformation resistance during hot rolling process based on generalized additive model / W.-G. Li, N. Feng, Y.-T. Zhao, B.-K. Yan. // *Journal of Iron and Steel Research*. – 2018. – Vol. 30. – №6. – pp. 447-452.

128. Liu, C. Prediction of deformation resistance for hot rolled strip based on ANFIS / C. Liu, W.-G. Li, B. Wang, L.-L. Zhang // *Proceedings of the 2017 12th IEEE Conference on Industrial Electronics and Applications, ICIEA 2017*. – pp. 1701-1705.

129. Механические свойства стали при горячей обработке давлением // И. Я. Тарновский, А. А. Поздеев, Л. В. Меандров, Г. А. Хасин. – Свердловск.: Металлургиздат, 1960. – 264 с.

130. Бровман, М. Я. Энергосиловые параметры непрерывных заготовочных станов // М. Я. Бровман. – Свердловск: Металлургиздат, 1962. – 150 с.

131. Zidec M., Kubickova B., Raab J. // *Hutnicke listy*. – 1969. – №2. – P. 985.

132. Бровман, М. Я. Определение сопротивления деформации при прокатке / М. Я. Бровман // *Сталь*. – 2015. – №6. – С. 40-44.

133. Гладковский, С. В. Исследование сопротивления деформации мартенситно-стареющей стали ЭП679 / С. В. Гладковский, А. И. Потапов, С. В. Лепихин // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2015. – Issue 4. – pp. 18-28.

134. Исследование сопротивления деформации сталей 18ХМФБ и 18ХЗМФБ при горячей деформации / Коновалов А. В., Смирнов А. С., Паршин В. С. [и др.]. // *Металлург.* – 2015. – №11. – С. 110-112.

135. Потапов, А. И. Сопротивление деформации кремнемарганцовистых сталей для арматуры / А. И. Потапов, Е. А. Батуева // *Заготовительные производства в машиностроении.* – 2013. – № 10. – С. 38-40.

136. Логинов, Ю. Н. Исследование сопротивления деформации кремнемарганцовистой стали 08Г2С / Ю. Н. Логинов, Е. А. Батуева, А. И. Потапов // *Инновации в материаловедении и металлургии: материалы II международной интерактивной науч.-практ. конф.* – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2012. – С. 187-190.

137. Сопротивление деформации ниобийсодержащих сталей новых марок // В. М. Салганик, С. В. Денисов, В. И. Крайнев, О. Н. Сычев. // *Производство проката.* – 2007. – №6. – С. 15-18.

138. Юн-Цзюнь, Ч. Сопротивление деформации азотсодержащей мартенситной стали / Ч. Юн-Цзюнь, Х. Вэй-Тао, Х. Цзинь-Тао // *Сталь.* – 2013. – №9. – С. 81-83.

139. Кхузаи, А. С. О. Исследование сопротивления пластической деформации стали марки 32ХГА / А.С.О. Кхузаи, В.В. Широков, А.В. Выдрин // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия.* – 2020. – Т. 20. – №1. – С. 80-86.

140. Голи-Оглу, Е. А. Исследование сопротивления пластической деформации низкоуглеродистых микролегированных сталей в интервале температур чистовой стадии контролируемой прокатки / Е. А. Голи-Оглу, А. Н. Борцов, К. Ю. Ментюков // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* – 2011. – №2. – С. 31-35.

141. Викторов, Н. А. Влияние скорости деформации на сопротивление деформации при растяжении аустенитной стали 10Х18Н10 / Н. А. Викторов // *Вопросы материаловедения.* – 2010. – № (61). С. 95-98.

142. Влияние температурно-скоростных условий на сопротивление деформации углеродистой низколегированной стали / Лабер К. Б., Дыя Х. С., Кавалек А. М. [и др.]. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59. – №9. – С. 610-614.

143. Modeling of temperature influence on resistance to plastic deformation of electrotechnical steels in hot rolling / A. A. Safronov, S. M. Belskiy, V. A. Chernyj, I. P. Mazur. // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol. 1134 (1). – URL. – <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/1134/1/012050/pdf> (дата обращения 10.09.2021).

144. Modeling of the Resistance to Hot Deformation and the Effects of Microalloying in High-Al Steels under Industrial Conditions / J. M. Rodriguez-Ibabe, I. Gutiérrez, B. López, A. Iza-Mendia. // Materials Science Forum. – Vol. 500-501. – pp. 195-202.

145. Головатенко, А. В. Исследование и разработка энергоэффективных режимов прокатки длинномерных железнодорожных рельсов на универсальном рельсобалочном стане: диссертация ... канд. техн. наук 05.16.05 / Головатенко Алексей Валерьевич. – Новокузнецк, 2015. – 139 с.

146. ГОСТ Р 51685-2013. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия. – Москва: Стандартинформ, 2014. – 19 с.

147. Suzuki, H. // Testu to hagane. J.I.S.I. Japan, 1981. V. 67. №4. P. 166.

148. Кудрин, В. А. Теория и технология производства стали / В. А. Кудрин. – М.: «Мир», ООО «Издательство АСТ», 2003. – 528 с.

149. Спектор, Я. И. Исследование усталостных микротрещин у неметаллических включений / Я. И. Спектор, В. П. Лященко, А. Н. Самсонов // Сталь и неметаллические включения: Тем. отр. сб. №4 МЧМ СССР. – М.: Металлургия, 1980. – С.30-38.

150. Кудрин, В. А. Внепечная обработка чугуна и стали / В. А. Кудрин. – М.: Металлургия. 1992. – 336 с.

151. Губенко, С. И. Трансформация неметаллических включений / С. И. Губенко. – М.: Металлургия, 1991. – 224 с.

152. Явойский, В. И. Генезис формирования неметаллических включений при кристаллизации / В. И. Явойский, С. А. Близнюков, Л. С. Горохов // Исследование и пути совершенствования процессов производства стали. – М.: Металлургия, 1970. – С. 4-17.

153. Гуляев, А. П. Чистая сталь / А. П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1975. – 184 с.

154. Железнодорожные рельсы из электростали / Н. А. Козырев, В. В. Павлов, Л. А. Годик, В. П. Дементьев. – Новокузнецк, 2006. – 388 с.

155. Медь в черных металлах / [И. Ле Мэй, Л.М.Д. Шетки]; под ред. И. Ле Мэй, Л. М. Д. Шетки: пер. с англ. И. Д. Марчуковой, А. Н. Штейнберга. М.: Металлургия, 1988.

156. Гинцбург, Я. С. Прокатка качественной стали / Я. С. Гинцбург, К. К. Андрацкий. – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по чёрной и цветной металлургии, 1953. – 464 с.

157. Голубцов, В. А. Теория и практика введения добавок в сталь вне печи / В. А. Голубцов. – Челябинск, 2006. – 423 с.

158. Зависимость качества непрерывнолитой стали от содержания примесей цветных металлов / Троцан А. И., Карликова Я. П., Носоченко О. В. [и др.]. // Вестник Приазовского государственного технического университета. – 2008. – Вып. 18. – С. 71-75.

159. Жульев, С. И. Совместное влияние примесных элементов в высокочистой стали на конструкционную прочность металлоизделий / С. И. Жульев, С. А. Гузенков, В. В. Данилин // Известия вузов. Черная металлургия. – 2004. №5. – С. 48–50.

160. Дегенкольбе, Й. Воздействие примесей на свойства материалов / Й. Дегенкольбе, К. Кальва, К. Кауп // Черные металлы. – 1988. – №11. – С. 3–12.

160. Мовшевич, Е. И. Пути обеспечения допустимого содержания меди в электростали / Е. И. Мовшевич, Н. Ф. Мотинга. // Электрометаллургия – 2000. – №1. – С.36–37.

162. Обласов, Г. А. Выплавка стали 20А для труб в хладокоррозионно-

стойком исполнении / Г. А. Обласов, А. В. Мурзин. // Сталь. – 2001. – №10. – С. 15–18.

163. Машеков, С. А. Влияние химического состава стали 76Ф на качество рельсов / С. А. Машеков, Б. Н. Абсадыков, М. М. Алимкулов // Современные проблемы науки и образования. – 2015. – № 2-2. – URL: <http://science-education.ru/ru/article/view?id=21752> (дата обращения 10.09.2021).

164. Качество рельсов из легированной хромом и ванадием стали / Дерябин А. А., Семенов В. Е., Матвеев В. В. [и др.]. // Сталь. – 2004. – № 1. – С. 58-61.

165. Добужская, А. Б. Исследование неметаллических включений в рельсах и очагах контактно-усталостных дефектов / Неметаллические включения в рельсовой стали: сб. науч. тр. / А. Б. Добужская, А. А. Дерябин, В. И. Сырейщикова. – Екатеринбург : ГНЦ РФ ОАО «УИМ», 2005. – 152 с.

166. Шур, Е. А. Влияние неметаллических включений на разрушение рельсов и рельсовой стали / Е. А. Шур, С. М. Трушевский // Неметаллические включения в рельсовой стали: сборник научных трудов по материалам I Всероссийского научно-технического семинара / Уральский институт металлов. – Екатеринбург, 2005. – С. 87-94.

167. Абдурашитов, А. Ю. Закономерности образования контактно-усталостных дефектов / А. Ю. Абдурашитов // Путь и путевое хозяйство. – 2002. – № 11. – С. 16-20.

168. О механизме развития контактно-усталостных трещин в железнодорожных рельсах / М. Н. Георгиев, Н. Я. Межова, Е. М. Морозов, В. А. Рейхарт. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2000. – № 9. – С. 50–52.

169. Дефекты стальных слитков и проката: справ. изд. / Правосудович В. В., Сокуренок В. П., Данченко В. Н. [и др.] – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – 384 с.

170. Влияние химического состава металла на содержание водорода и флокеночувствительность рельсовой стали / Дерябин А. А., Горшенин И. Г., Матвеев В. В. [и др.]. // Электрометаллургия. – 2003. – №9. – С.10-18.

171. Башнин, Ю. А. Термическая обработка крупногабаритных изделий и полуфабрикатов на металлургических заводах / Ю. А. Башнин, В. Н. Цурков, В. М. Коровина. – М.: Металлургия, 1985. – 176 с.

172. Рябов, Р. А. К вопросу о механизме образования флокенов / Р. А. Рябов, П. В. Гельд // Металлы. – 1975. – №6. – С. 114-116.

173. Онищенко, А. К. Флокены – результат локальных цепных взрывов при разветвленной химической реакции окисления (горения) водорода / А. К. Онищенко // Технология металлов – №6. – 2007. – С. 12-18.

174. Онищенко, А. К. Единая теория и причины образования флокенов в сталях / А. К. Онищенко // Кузнечно-штамповочное производство. – 2007. – № 1. – С. 8-11.

175. Смирнов, Л. А. Состояние и перспективы производства и применения ванадийсодержащих низколегированных сталей / Л. А. Смирнов, А. Б. Добужская, В. И. Сырейщикова // Новые технологии и материалы в металлургии: сборник научных трудов / Уральский институт металлов. – Екатеринбург, 2001. – С. 205–218.

176. Темлянцев, Н. В. Эволюция поверхностных дефектов при нагреве стали под обработку давлением / Н. В. Темлянцев, А. Ю. Сюсюкин, М. В. Темлянцев // Металлургия: реорганизация, управление, инновации, качество: сб. науч. тр. / СибГИУ. – Новокузнецк, 2002. – С. 41-42.

177. Темлянцев, М. В. Определение угара и обезуглероживания непрерывно литых заготовок рельсовой стали при нагреве в методических печах с шагающими балками / М. В. Темлянцев, Е. А. Колотов, А. Ю. Сюсюкин // Известия вузов. Черная металлургия. – 2006. – №12. – С. 62–63.

178. Исследование окисления и обезуглероживания сталей для рельсов и рельсовых накладок при нагреве под прокатку / М. В. Темлянцев, В. С.Стариков,

Н. В. Темлянцев, А. Ю. Сюсюкин. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2004. – №8. – С. 36-38.

179. Темлянцев, М. В. Металлографическое исследование поверхностного обезуглероженного слоя рельсов / М. В. Темлянцев, А. Ю. Сюсюкин, Н. В. Темлянцев // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – №4. – С. 37-40.

180. Разработка технологии нагрева рельсовых заготовок в методической печи с шагающими балками / М. В. Темлянцев, Е. Колотов, А. Ю. Сюсюкин, В. В. Гаврилов. // Сталь. – 2006. – №12. – С. 33-34.

181. Поляков, В. В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов / В. В. Поляков, А. В. Великанов. – М.: Металлургия, 1990. – 416с.

182. Изучение трансформации дефектов непрерывнолитой заготовки при производстве рельсов / Юрьев А. Б., Годик Л. А., Нугуманов Р. Ф. [и др.]. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – №2. – С. 42-44.

183. Браунштейн, Е. Р. Выработка поверхностных дефектов при прокатке рельсов / Е. Р. Браунштейн, В. Н. Перетяtko // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 1997. – №8. – С. 32-35.

184. Рациональная система калибров для прокатки рельсов в черновых пропусках / Шарапов И. А., Дорофеев В. В., Бердышев В. А. [и др.]. // Сталь. – 1997. – №6. – С. 61-62.

185. Выработка поверхностных дефектов в ящичных калибрах / В. Н. Перетяtko, Ю. Е. Рогов, Б. К. Журавлев, В. М. Нефедов. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2011. – №2 – С. 26-29.

186. Беда, Н. И. Производство и качество трубной заготовки / Н. И. Беда, Г. М. Канцельсон, В. С. Коновалов. – Киев: Тэхника, 1966. – 243 с.

187. Производство трубной заготовки / Чекмарев А. П., Машковцев Р. А., Носенко О. П. [и др.]. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

188. Малыгин, Р. З. Влияние условий нагрева и деформации на глубину поверхностных дефектов при прокатке легированных сталей / Р. З. Малыгин // Сталь. – 1978. – №2. – С. 156-158.

189. Сычков, А. Б. Трансформация дефектов непрерывнолитой заготовки в поверхностные дефекты проката / А. Б. Сычков, М. А. Жигарев, А. В. Перчаткин // *Металлург.* – 2006. – №2. – С. 60-64.

190. Анализ влияния напряженно-деформированного состояния металла при прокатке в круглом калибре на образование поверхностных дефектов трубной заготовки / Ершов С. В., Левченко Г. В., Мостипан Е. Е., [и др.]. // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2008. – №2. – С. 44-47.

191. Логинов, Ю. Н. Поведение при прокатке дефекта типа поры, примыкающей к поверхности полосы / Ю. Н. Логинов, К. В. Еремеева // *Производство проката.* – 2008. – №10. – С. 2-6.

192. Логинов, Ю. Н. Прокатка заготовки с одиночно расположенной в объеме порой / Ю. Н. Логинов, К. В. Еремеева // *Заготовительное производство в машиностроении.* – 2009. – №11. – С. 33-37.

193. Tripathy, P. K. Migration of slab defects during hot rolling / P. K. Tripathy, S. Das, M. K. Jha // *Iron and making and Steelmaking.* – 2006. – №. 6 – pp. 447-483.

194. Sobczak, K. The analysis of the influence of strand temperature on behavior of internal material discontinuities during rolling / K. Sobczak // *International Conference Of Students And Young Researchers «Topical Issues Of Rational Use Of Natural Resources»* – St. Petersburg: State Mining Institute Named After G.V. Plekhanov (Technical University, 2011. – p. 20-22.

195. Перетятыко, В. Н. Влияние разрезки на положение центральной пористости в рельсах Р65 / В. Н. Перетятыко, С. Г. Литвин, Е. М. Пятайкин // *Известия вузов. Черная металлургия* – 2003. – №4. – С. 36-38.

196. Деформация металла в ящичных калибрах рельсобалочного стана КМК с применением резки / Челышев Н. А., Дрошинский В. М. [и др.]. // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 1966. – №4. – С. 99-103.

197. Анализ формоизменения осевой пористости при универсальной прокатке рельсов в зависимости от схемы деформации в черновых калибрах / Дорофеев В. В., Добрянский А. В., Каретников А. Ю. [и др.]. // *Сталь.* – 2012. – №11. – С. 32-35.

198. Баранов, Н. А. Производство мелющих шаров из рельсовой стали / Н. А. Баранов, О. Н. Тулупов // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. – 2017. – Т. 1. – С. 96-99.

199. An innovative method for producing balls from scrap rail heads / Pater Z., Tomczak J., Bulzak T. [etc]. // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2018. – Vol. 97. – No. 1-4. – pp. 893-901.

200. Tomczak, J. The flat wedge rolling mill for forming balls from heads of scrap railway rails / J. Tomczak, Z. Pater, T. Bulzak // Archives of Metallurgy and Materials. – 2018. – Vol. 63. – No. 1. – pp. 5-12.

201. Совершенствование технологии производства рельсов на ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» / Полевой Е. В., Волков К. В., Головатенко А. В. [и др.]. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2013. – №4. – С. 26-28.

202. Черняк, С. С. Разработка состава и технологии изготовления износостойких рельсов из заэвтектоидных сталей / С. С. Черняк, В. Л. Бройдо, Л. В. Тужилина // Современные технологии. Системный анализ. Моделировании. – 2017. - №4 (56). – С. 197-206.

202. Мелющие тела. Проблемы. Перспективы / А. Н. Крутилин, Н. И. Бестужев, А. Н. Бестужев, Д. Н. Каленкович. // Литье и металлургия. – 2009. – №4 (53). – С. 26-33.

204. Качество мелющих шаров, изготовленных различными методами / Вдовин К. Н., Феоктистов Н. А., Абенова М. Б. [и др.]. // Теория и технология металлургического производства. – 2015. – №1 (16). – С. 78-81

205. Рахутин, М. Г. Пути совершенствования методов оценки основных характеристик мелющих шаров / М. Г. Рахутин, П. Ф. Бойко // Уголь. – 2017. – №12. – С. 49-51

206. ГОСТ 7524-2015. Шары мелющие стальные для шаровых мельниц. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2016. – 8 с.

207. ГОСТ 7524-89. Шары мелющие стальные для шаровых мельниц. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2009. – 6 с.

208. Гуляев, А. П. Металловедение. / А. П. Гуляев, А. А. Гуляев. – М.: Альянс, 2012. – 643 с.
209. Лахтин, Ю. М. Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М.: Альянс, 2013. – 528 с.
210. Стеблов, А. Б. Литые чугунные шары для помола материалов // А. Б. Стеблов, С. Н. Березов // Литье и Металлургия. – № 3. – 2012. – С. 45-50.
211. О регламентации прокаливаемости стальных мелющих шаров / Ткаченко Ф. К., Тихонюк С. Л., Ефременко В. Г. [и др.]. // Вестник Приазовского государственного технического университета: Сборник научных трудов. – Мариуполь: ПДТУ, 1997. Вып. 3. С. 70-72.
212. Быков, П. О. Исследование и апробация технологии получения катаных помольных шаров 5 группы твердости в условиях ПФ ТОО «Кастинг» / П. О. Быков, А. Д. Касимгазинов // Наука и техника Казахстана. – 2018. – № 1. – С. 31-40.
213. Огарков, Н. Н. Стойкость и качество прокатных валков / Н. Н. Огарков, А. И. Беляев – Магнитогорск: МГТУ, 2008. – 131 с.
214. Данилов, Л. И. Увеличение срока службы опорных валков стана 2000 горячей прокатки полос в ОАО «Северсталь» / Л. И. Данилов, Н. Б. Скорохватов, В. Ф. Соболев // Черная металлургия. Бюл. НТИЭИ. – 2004. – № 8. – С. 68-69.
215. Матвиенко, В. Н. Восстановление наплавкой деталей металлургического оборудования в условиях ОАО «ММК им. Ильича» / В. Н. Матвиенко, С. В. Гулаков, В. А. Роянов. // Металл и литье Украины. – 2005. – №7-8. – С. 66-69.
216. Гулидов, И. Н. Оборудование прокатных цехов: эксплуатация и надежность / И. Н. Гулидов. – М.: Интермет инжиниринг, 2004. – 315 с.
217. Трайно, А. И. Рациональные режимы эксплуатации и восстановления прокатных валков / А. И. Трайно // Сталь. – 2008. – № 10. – С. 86-91.
218. Повышение трещиностойкости и сопротивления износу наплавленных рабочих валков горячей прокатки / Шебаниц Э. Н., Омеляненко Н. И., Куракин Ю. Н. [и др.]. // Металлург. – 2012. – № 8 – С. 72-75.

219. Кальянов, В. Н. Повышение долговечности прокатных валков наплавкой экономнолегированной сталью / В. Н. Кальянов, А. В. Новицкая // Сварочное производство. – №10. – 1997. – С. 23-27.

220. Кондратьев, И. А. Дуговая и электрошлаковая наплавка валков прокатных станов / И. А. Кондратьев, И. А. Рябцев, Ю. М. Кусков // Сварщик. – 2004. – № 1. – С. 7-9.

221. Восстановительная наплавка валков прокатных станов порошковой проволокой / Титаренко В. И., Голякевич А. А., Орлов Л. Н. [и др.]. // Сварочное производство. – 2013. – № 7. – С. 29–32.

222. Carbothermic reduction of pirolusite to obtain carbon-bearing ferromanganese and slag suited to the development of welding materials / Cruz-Crespo A., García-Sánchez L. L., Quintana-Puchol R. [etc.]. // Welding International. – 2005. – Vol. 19. – No. 7. – pp. 544 - 551.

223. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components / Volobuev Y. S., Surkov A. V., Volobue, O. S. [etc.]. // Welding International. – 2010. – Vol. 24. – No. 4. – pp. 298 - 300.

224. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties / Crespo A. C., Puchol R. Q., González L.R. [etc.]. // Welding International. – 2009. – Vol. 23. – No. 2. – pp. 120-131.

225. Experience in application of electric arc surfacing with flux-cored wire at the enterprises of Ukraine / A. A. Golyakevich, L. N. Orlov, L. S. Malinov, V. I. Titarenko // The Paton Welding Journal. – 2016. – №9. – pp. 33-37.

226. Barmin, L. N. Effect of the composition of flux and welding wire on the properties of deposited metal of 05N4MYu type / L. N. Barmin // Welding International. – 1989. – Vol. 3. – No. 2. – pp. 109-111.

227. Анализ и обобщение результатов исследований и разработок технологических режимов, обеспечивающих энергоэффективность прокатки в простых калибрах / А. А. Минаев, Е. Н. Смирнов, В. Н. Кашаев, В. В. Кашаев. // Наукові праці ДонНТУ. Металургія. Вип. 1(14)-2(15)'2012. – С. 123-131.

228. Целиков, А. И. Теория продольной прокатки / А. И. Целиков, Г. С. Никитин, С. Е. Рокотян. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.

229. Исследование выкатываемости продольных дефектов сортовой заготовки / Мартьянов Ю. А., Теляков А. В., Рубцов Ю. Т. [и др.]. // Сталь. – 2006. – №2. – С. 33-34.

230. Уманский, А. А. Разработка теоретических основ энергоэффективного производства железнодорожных рельсов с повышенными эксплуатационными свойствами / А. А. Уманский, В. В. Дорофеев, Л. В. Думова // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2020. – Т. 63. – № 5. – С. 318-326.

231. Экспериментальные исследования пластичности и сопротивления деформации хромистых рельсовых сталей / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, М. В. Темлянцев, В. В. Дорофеев. // Черные металлы. – 2019. – № 6. – С. 24-28.

232. Исследования пластичности и сопротивления деформации легированных рельсовых сталей в температурном интервале прокатки / Уманский А. А., Головатенко А. В., Симачев А. С. [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2019. – Т. 62. – № 6. – С. 452-460.

233. Анализ экспериментальной зависимости сопротивления деформации рельсовой стали Э78ХСФ от температуры, скорости и степени деформации / Головатенко А. В., Дорофеев В. В., Трусков В. А. [и др.]. // Металлург. – 2014. – №6. – С. 118-123.

234. Свидетельство о государственной регистрации базы данных № 202062081. Сопротивление пластической деформации рельсовых сталей марок 76ХФ, 76ХСФ, 90ХАФ / А. А. Уманский, А. С. Симачев, Л. В. Думова // №2020620497; Заявл. 23.03.2020; опубл. 20.05.2020.

235. Гарост, А. И. Неметаллические включения и формирование структуры модифицированной высокомарганцевистой стали / А. И. Гарост // Литье и металлургия. – 2006. – №1 (37). – С. 75-83.

236. Уманский, А. А. Исследование влияния химического состава рельсовой стали на сопротивление деформации при прокатке / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, В. Н. Кадыков // Вестник горно-металлургической секции российской

академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Москва-Новокузнецк, 2015. – Вып. 35. – С. 52-59.

237. Разработка математической модели и методики расчета сопротивления деформации рельсовых сталей различного химического состава / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, В. Н. Кадыков, Л. В. Думова. // В сборнике: Металлургия: технологии, инновации, качество. – Новокузнецк: Издательский Центр СибГИУ, 2015. – С. 110-115.

238. Уманский, А. А. Анализ и разработка универсальной математической модели расчета сопротивления деформации рельсовой стали Э78ХСФ при прокатке / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, В. Н. Кадыков // Теоретические и прикладные аспекты современной науки. Сборник научных трудов по материалам IV Международной научно-практической конференции. – Белгород, 2014. – Ч. I. – С. 182-187.

239. Исследование влияния микроструктуры непрерывнолитых заготовок рельсовой стали К76Ф на сопротивление пластической деформации / А. А. Уманский, М. В. Темлянцев, А. С. Симачев, Л. В. Думова. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2020. – № 2. – С. 32-37.

240. Уманский, А. А. Анализ влияния химического состава рельсовых сталей на их пластичность / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, А. С. Симачев / Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2020. – № 1 (31). – С. 65-69.

241. Скосарь, Е. О. Моделирование температурных полей и напряженно-деформированного состояния металла при прокатке длинномерных рельсов: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.05 / Скосарь Екатерина Олеговна. – Екатеринбург, 2013. – 117 с.

242. Бринза, В. В. Совершенствование прокатки слитков из малопластичных сталей на блюминге 1300 / В. В. Бринза, В. Т. Жадан, И. С. Кузнецов // Сталь. – 1995. – №9. – С. 42-44.

243. Мартьянов, Ю. А. Совершенствование режимов прокатки и калибровки валков на основе исследований выкатываемости поверхностных дефектов с целью

повышения качества сортового проката: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.05 / Мартянов Юрий Анатольевич. – Красноярск, 2013. – 115 с.

244. Kuss, H. Comparison of spark OES methods for analysis of inclusions / H. Kuss, S. Lungen, G. Muller // *Anal. Bioanal. Chem.* – 2002. – Vol. 374. – №11. – pp. 1242- 1249.

245. Kuss, H. M. Inclusion mapping and estimation of inclusion contents in ferrous / H. M. Kuss, H. Mittelstaedt, G. Mueller // *Anal. At. Spectrom.* – 2005. – Vol. 20. – №5. – pp. 730-735.

246. Бокк, Д. Н. Определение неметаллических включений в металлических сплавах методом атомно-эмиссионной спектроскопии с искровым возбуждением / Д. Н. Бокк, В. А. Лабусов, И.А. Зарубин // *Заводская лаборатория.* – 2015. – №1. – С. 92-97.

247. Исследования напряженно-деформированного состояния металла на начальной стадии прокатки железнодорожных рельсов / А. А. Уманский, А. Б. Юрьев, В. В. Дорофеев, Л. В. Думова // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 2021. – Т. 64. – №8. – С. 550-560.

248. Математическое моделирование прокатки шаров / М. В. Филиппова, Е. Е. Прудкий, М. В. Темлянцев, В. Н. Перетяtko. // *Известия вузов. Черная металлургия.* – 2017. – Т. 60. – №7. – С. 516-521.

249. Кадыков, В. Н. Построение математической модели развития торцевой утяжки раската при реверсивной прокатке / В. Н. Кадыков, А. А. Уманский // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 2006. – № 6. – С. 14-16.

250. Кадыков, В. Н. Формирование качества стальных заготовок: монография / В. Н. Кадыков, А. А. Уманский, Е. В. Протопопов. – Новокузнецк: Изд. Центр СибГИУ, 2012. – 220 с.

251. Теория прокатки крупных слитков / А. П. Чекмарёв, В. Л. Павлов, В. И. Мелешко, В. А. Токарев. – М.: Металлургия, 1968. – 252 с.

252. Кадыков, В. Н. Исследование формоизменения поверхностных дефектов при прокатке в сортовых калибрах / В. Н. Кадыков, А. А. Уманский, Ю. А.

Мартьянов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2013. – № 6. – С. 8-12.

253. Уманский, А. А. Оптимизация режимов прокатки на мелкосортном стане 250-2 / А. А. Уманский, Ю. А. Мартьянов // Металлург. – 2014. – № 6. – С. 108-113.

254. Исследование формоизменения продольных дефектов при прокатке на непрерывном мелкосортном стане / В. Н. Перетяtko, Ю. А. Мартьянов, А. А. Уманский, А. А. Федоров // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2008. – № 8. – С. 12-16.

255. Уманский, А. А. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния металла при прокатке в сортовых калибрах / А. А. Уманский, В. Н. Кадыков, Ю. А. Мартьянов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2014. – Т. 57. – № 2. – С. 10-14.

256. Уманский, А. А. Исследования качественных характеристик дифференцированно-термоупрочненных рельсов различных категорий / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, А. С. Симачев // Вестник СибГИУ. – 2019. – №4 (30). – С. 3-9.

257. Уманский, А. А. Исследования неметаллических включений в рельсах из электросталей, легированных хромом / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, А. С. Симачев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2019. – Т. 62. – №12. – С. 936-942.

258. Уманский, А. А. Исследования состава и распределения неметаллических включений по сечению рельсовых профилей / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, А. С. Симачев // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – 2019. – №42. – С. 16-21.

259. Бойков, Д. В. Исследование гидродинамических процессов сталеразливочном ковше при продувке стального расплава инертным газом / Д. В. Бойков, С. В. Фейлер, А. А. Уманский, В. В. Числавлев, Д. Т. Неунывахина // Металлург. – 2019. – №6. – С. 25-27.

260. Герасимова, Л. П. Изломы конструкционных сталей: справочное издание / Л. П. Герасимова, А. А. Ежов, М. И. Маресев. – М.: Металлургия, 1987. – 272 с.

261. Уманский, А. А. Разработка технологии производства мелющих тел с повышенными эксплуатационными свойствами из отбраковки рельсовых сталей / А. А. Уманский, А. С. Симачев, Л. В. Думова // Черные металлы. – 2021. №5. – С. 57-62.

262. Исследование качественных характеристик помольных шаров при их производстве на стане винтовой прокатки / Уманский А. А., Головатенко А. В., Темлянцев М. В. [и др.]. // Металлург. – 2019. – № 6. – С. 43-46.

263. Исследование влияния параметров закалочной микроструктуры мелющих шаров, произведенных методом поперечно-винтовой прокатки, на их эксплуатационные характеристики / . А. Уманский, А. В. Головатенко, А. Г. Щукин, А. С. Симачев. // Производство проката. – 2019. – № 3. – С. 34-39.

264. Исследование влияния макро- и микроструктуры стальных помольных шаров на их ударную стойкость / Уманский А. А., Головатенко А. В., Осколкова Т. Н. [и др.]. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2019. – Т. 62. – № 4. – С. 283-289.

265. Уманский, А. А. Совершенствование режимов прокатки длинномерных железнодорожных рельсов на универсальном рельсобалочном стане с использованием методов физического моделирования процессов деформации / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, В. Н. Кадыков // Производство проката. – 2016. – № 7. – С. 27-32.

266. Уманский, А. А. Совершенствование режимов прокатки железнодорожных рельсов в обжимных клетях универсального рельсобалочного стана / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, В. Н. Кадыков // Черные металлы. – 2016. – № 11 (1019). – С. 16-21.

267. Анализ и разработка калибровки прокатных валков для производства асимметричных рельсовых профилей в условиях универсального рельсобалочного стана / Дорофеев В. В., Уманский А. А., Головатенко А. В. [и др.]. // Известия

высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60. – № 12. – С. 941-947.

268. Совершенствование режимов прокатки рельсовых профилей специального назначения при их производстве на универсальном рельсобалочном стане // А. А. Уманский, В. В. Дорофеев, А. В. Головатенко, А. В. Добрянский // Черные металлы. – 2018. – № 10. – С. 38-42.

269. Уманский, А. А. Исследование и разработка новых составов порошковой проволоки для наплавки прокатных валков, обеспечивающих повышение эксплуатационных характеристик наплавленного металла / А. А. Уманский, Н. А. Козырев, Д. А. Титов // Производство проката. – 2016. – № 5. – С. 43-47.

270. Повышение качества наплавленного слоя прокатных валков путем совершенствования состава порошковых проволок / Козырев Н. А., Кибко Н. В., Уманский А. А. [и др.]. // Технология машиностроения. – 2016. – № 10. – С. 26-31.

271. Уманский, А. А. Исследование влияния состава порошковых проволок систем легирования C-Si-Mn-Cr-V-Mo И C-Si-Mn-Cr-W-V на структуру наплавленного слоя прокатных валков / А. А. Уманский, Н. А. Козырев, Д. А. Титов // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2016. – № 4 (1396). – С. 74-79.

272. Патент РФ 2661126, МПК В 23 К 35/36, В 23 К 35/368. Шихта порошковой проволоки / Н. А. Козырев, А. А. Уманский, Р. Е. Крюков [и др.] // №2017121945; Заявл. 21.06.2017; опубл. 11.07.2018. Бюл. №20.

Приложение А



Утверждаю:
Начальник рельсового производства
АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Головатенко А.В.
12 2015 г.

АКТ

**внедрения в производство результатов
докторской диссертационной работы
Уманского Александра Александровича**

В 2014-2015 гг. при участии доцента ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет» к.т.н., докторанта Уманского А.А. выполнен комплекс научно-исследовательских работ по совершенствованию режимов и схем прокатки длинномерных железнодорожных рельсов на универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК»).

При выполнении данных работ использованы следующие результаты исследований, представленные в докторской диссертации А.А. Уманского:

1. Научно-обоснованные закономерности формирования напряженно-деформированного состояния металла в объема раската при деформации в рельсовых калибрах различной конфигурации, обобщенные в виде методики проектирования рациональных режимов прокатки рельсов на универсальном рельсобалочном стане;
2. Модель и методика расчета энергосиловых параметров прокатки в условиях универсального рельсобалочного стана для широкого номенклатурного ряда рельсовых сталей различного химического состава;
3. Научно-обоснованные закономерности влияния параметров деформации на формирование качественных показателей длинномерных железнодорожных рельсов: качество поверхности, макроструктура, точность геометрических размеров готовых рельсов.

В результате проведенных исследований разработаны и внедрены в производство на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» новые режимы прокатки длинномерных железнодорожных рельсов, что позволило улучшить качественные и технико-экономические показатели рельсобалочного цеха:



- увеличение выхода годных рельсов за счет снижения отбраковки по поверхностным дефектам составило 0,78 %;
- зафиксировано снижение удельного расхода прокатных валков обжимных клеток на 0,51 кг/т;
- удельный расход электроэнергии снижен на 0,51 кВтч/т.

Экономическая эффективность от внедрения составила 121,051 млн. руб./год в ценах 2015 г., при доле участия А.А. Уманского 20 % или 24,210 млн. руб.

Настоящий документ составлен для констатации научной и практической значимости проведенных исследований и не является основанием для финансовых претензий.

Начальник технического отдела
рельсового производства

Е.П. Кузнецов

Приложение Б



открытое акционерное общество
ГУРЬЕВСКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД



ISO 9001

652780, Кемеровская обл., г. Гурьевск, ул. Ю. Гагарина, 1. Тел./факс: (38463) 5-00-36/5-00-97
E-mail: gmz@gmz.kuzbass.net ИНН/КПП 4204000253/420401001, ОКПО 00186223, ОГРН 1024200661264
Расчетный счет № 40702810300000000661 АО «Углеметбанк», г. Челябинск
БИК 047501787, к/с 30101810275010000787 ОКВЭД 24.10.6
Отгрузочные: ст. Гурьевск Западно-Сибирской ж/д, код станции 862502, код предприятия 3438

Дата 21.05.2021

№ 01-02/92

Утверждаю:
Исполнительный директор
ОАО «Гурьевский металлургический завод»

В.Н. Дворянчиков - Дворянчиков В.Н.
«21» 05 2021 г.

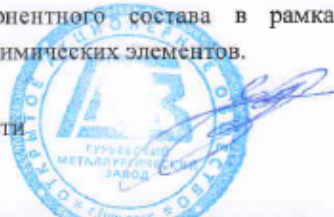
Справка об опытно-промышленной наплавке прокатных валков с использованием порошковой проволоки, изготовленной на основе техногенных отходов

В 2021 г. в рамках поисковых исследований по совершенствованию технологии восстановления прокатных валков наплавкой проведена наплавка комплектов валков обжимной клетки «900», клеток «1» и «2» стана «500» ОАО «Гурьевский металлургический завод» с использованием порошковой проволоки нового состава, предложенной коллективом сотрудников ФГБОУ ВО «СибГИУ» под руководством директора ЦКП «Материаловедение» Уманского А.А. Прокатные клетки, для которых проведена опытная наплавка, задействованы при производстве шаровых заготовок, в том числе из рельсовой стали марки К76Ф. Для изготовления порошковой проволоки использованы техногенные отходы, а именно пыль электрофильтров алюминиевого производства состава, %: $Al_2O_3=20-48$, $F=18-27$, $Na_2O=4-16$, $K_2O=0,4-6$, $CaO=0,7-1,8$, $SiO_2=0,5-2,48$, $Fe_2O_3=1,7-3,27$, $С_{общ}=12-31$, $MnO=0,07-1,3$, $MgO=0,06-0,9$, $S=0,09-0,59$, $P=0,1-0,18$. Состав порошковой проволоки, использованной для наплавки опытных комплектов, %: $C=0,5-1,5$; $Mn=1,87-3,43$; $Si=1,25-3,13$; $Cr=6,87-10,94$; $Mo=0,1-0,5$; $V=0,62-1,25$; $Al=0,1-0,15\%$; $Ni=0,01-0,6$; $Co=0,01-0,5$; пыль электрофильтров алюминиевого производства – 0,5-10; вольфрамсодержащий концентрат марки КШ-4 – 43,89-57,5, Fe – остальное.

По результатам эксплуатации опытных комплектов валков установлено, что использование порошковой проволоки предложенного состава для наплавки прокатных валков позволяет увеличить продолжительность их эксплуатации (срок эксплуатации) на 17-21% относительно прокатных валков наплавленных с использованием порошковой проволоки марки ПП-Нп-35В9ХЗСФ, являющейся прототипом для разработанной порошковой проволоки. При этом стоимость процесса наплавки снижена на 160-870 руб. на 1 кг наплавленного слоя в зависимости от компонентного состава в рамках фактически опробованного интервала изменения содержания химических элементов.

Директор управления по операционной деятельности

В.А. Ельцов



Приложение В



ISO 9001

652780, Кемеровская обл., г. Гурьевск, ул. Ю. Гагарина, 1. Тел./факс: (38463) 5-00-36/5-00-97
 E-mail: gmz@gmz.kuzbass.net ИНН/КПП 4204000253/420401001, ОКПО 00186223, ОГРН 1024200661264
 Расчетный счет № 40702810300000000661 АО «Углеметбанк», г. Челябинск
 БИК 047501787, к/с 30101810275010000787 ОКВЭД 24.10.6
 Отгрузочные: ст. Гурьевск Западно-Сибирской ж/д, код станции 862502, код предприятия 3438

24.08.2020

№ 01-02/172



Утверждаю:
 Исполнительный директор
 ОАО «Гурьевский металлургический завод»

Дворяничков В.Н.
 2020 г.

Акт использования результатов исследований, проведенных в рамках докторской диссертации Уманского Александра Александровича

В 2019-2020 гг. в рамках научно-исследовательской работы «Исследование и разработка технологических решений по повышению эксплуатационной стойкости мелющих шаров» (руководитель работы – к.т.н., доцент, директор ЦКП «Материаловедение» ФГБОУ ВО «СибГИУ» Уманский А.А.) для условий шаропрокатного производства ОАО «Гурьевский металлургический завод» разработаны и прошли опытно-промышленное опробование новые температурные режимы производства мелющих шаров из отбраковки рельсовой стали марки К76Ф.

По полученным результатам использование новых режимов производства шаров позволяет улучшить качество их микроструктуры, повысить эксплуатационные характеристики мелющих шаров, в том числе ударостойкость.

Ожидаемый экономический эффект от внедрения результатов в производство, полученный за счет производства шаров повышенной ударостойкости, составляет 22,5 млн. руб/год.

Настоящий документ составлен для констатации научной и практической значимости проведенных исследований и не является основанием для финансовых претензий.

Директор управления по операционной деятельности

В.А. Ельцов

Приложение Г

Министерство науки и высшего образования РФ

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

УТВЕРЖДАЮ:
Проректор по учебной и
воспитательной работе
д.т.н., профессор

М.В. Темлянецв



**Справка
о внедрении результатов диссертационной работы в учебный процесс**

Результаты диссертационной работы Уманского А.А. «Развитие теоретических и технологических основ эффективного производства проката из рельсовых сталеи на основе комплексного параметра оптимизации» внедрены в учебный процесс при подготовке научно-педагогических кадров в аспирантуре по направлению 22.06.01 «Технологии материалов», направленность «Обработка металлов давлением» и используются при проведении лекционных и практических занятий по следующим дисциплинам: «Современные теоретические аспекты процессов обработки металлов давлением», «Инновационные способы производства продукции обработкой металлов давлением», «Современные технологические процессы производства продукции обработкой металлов давлением».

Начальник управления научных исследований, к.т.н., доцент

А.И. Куценко

Начальник учебно-методического управления, к.т.н., доцент

О.Г. Приходько

Заведующий кафедрой «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК»,
д.т.н., доцент

А.Р. Фастыковский