

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Сибирский государственный индустриальный университет»

На правах рукописи



Симачев Артем Сергеевич

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ
НЕПРЕРЫВНО-ЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ РЕЛЬСОВОЙ
ЭЛЕКТРОСТАЛИ И ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ
СВОЙСТВ РЕЛЬСОВ НА ОСНОВЕ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ
ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Специальность 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка
металлов и сплавов

Диссертация
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Новокузнецк, 2017

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	4
1 Современное состояние научной проблемы высокотемпературной пластичности непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей и постановка задач исследования	10
1.1 Структура и свойства рельсовой стали, полученной способом непрерывной разливки	10
1.2 Особенности формирования неметаллических включений в непрерывно-литых заготовках	20
1.3 Высокотемпературная пластичность сталей и сплавов	30
1.4 Выводы и постановка задач исследования	43
2 Исследование высокотемпературной пластичности зон кристаллизации непрерывно-литой заготовки рельсовых сталей	45
2.1 Высокотемпературная пластичность непрерывно-литой заготовки стали марки Э76Ф	50
2.2 Высокотемпературная пластичность непрерывно-литой заготовки стали марки Э76ХФ	53
2.3 Высокотемпературная пластичность непрерывно-литой заготовки стали марки Э90ХАФ	56
2.4 Выводы	61
3 Исследование влияния структуры и неметаллических включений на высокотемпературную пластичность	63
3.1 Исследование неметаллических включений в зонах непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей в исходном состоянии	64
3.2 Исследование неметаллических включений в зонах непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей после высокотемпературного кручения	75

3.3 Исследование микроструктур образцов, вырезанных из зон непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей после высокотемпературного кручения	93
3.4 Выводы	108
4 Рекомендация использования и промышленное внедрение результатов исследований высокотемпературной пластичности рельсовых сталей	110
4.1 Рекомендации по корректировке температурного режима прокатки стометровых рельсов в условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК»	110
4.2 Промышленное использование предлагаемой корректировки температурного режима прокатки стометровых рельсов в условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК»	114
4.3 Выводы	117
Заключение	118
Список литературы	120
Приложения	139

Введение

Актуальность работы.

Мировое производство рельсовой продукции составляет 10 – 12 млн. тонн ежегодно. Непрерывно возрастающая интенсивность использования железных дорог приводит к необходимости создания новых рельсовых сталей и совершенствования технологий их производства, обеспечивающих повышение надежности рельсов, контактно-усталостной прочности, вязкости разрушения и живучести, ликвидации случаев хрупкого разрушения в пути.

В этой связи повышение качества рельсовой продукции и улучшение ее эксплуатационных свойств посредством совершенствования температурных режимов термомеханической обработки стали, нагрева непрерывнолитых заготовок (НЛЗ) и прокатки рельсов является актуальной научно-практической задачей. При производстве рельсов из НЛЗ особенно важно обеспечить необходимую технологическую пластичность стали при высоких температурах и создать благоприятные условия для интенсивной проработки в процессе пластической деформации всех зон по сечению заготовки. Формирование максимальной технологической пластичности рельсовой стали, посредством реализации рациональных температурных режимов нагрева и прокатки, является эффективным направлением энерго- и ресурсосбережения, способствующим повышению качества рельсов.

Степень разработанности темы исследования.

Значительный объем теоретических и экспериментальных исследований высокотемпературной пластичности в России и за рубежом проведен по сталям мартеновского производства (с ориентацией на прокатку рельсов из слитков) которые в настоящее время фактически не используются при производстве рельсовой продукции. Критический анализ состояния проблемы разработки энергоэффективных режимов термомеханической обработки, нагрева и прокатки на основе максимального использования ресурса технологической (высокотемпературной) пластичности металла позволяет заключить, что недостаточно изученными остаются вопросы, связанные с влиянием микро-, макроструктуры,

неметаллических включений на высокотемпературную пластичность в различных зонах по сечению НЛЗ рельсовых сталей текущего производства.

Работа выполнена:

в соответствии с планом научно-исследовательских работ ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» (СибГИУ); в рамках плана научно-исследовательских работ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» тема рег. № 114090172212 (2014 г.).

Цель работы.

Разработка ресурсосберегающих температурных режимов нагрева и прокатки, основанных на эффективном использовании технологической пластичности стали, обеспечивающих производство железнодорожных рельсов с повышенным уровнем ударной вязкости.

Основные задачи исследования.

1. Определение интервала температур максимальной пластичности рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ в различных зонах по сечению непрерывно-литых заготовок.

2. Исследование химического и фазового состава неметаллических включений в различных зонах по сечению непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.

3. Исследование и научное обоснование механизмов влияния структуры и неметаллических включений на высокотемпературную пластичность рельсовых сталей в различных зонах по сечению непрерывно-литых заготовок.

4. Определение рационального температурного режима нагрева непрерывно-литых заготовок и прокатки рельсов, обеспечивающего повышение показателей ударной вязкости сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.

5. Разработка рекомендаций по совершенствованию температурного режима нагрева непрерывно-литых заготовок в методической печи с шагающими балками и прокатки рельсов с целью максимального использования ресурса пластичности рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.

Методология и методы исследований.

Экспериментальные исследования проводились на оборудовании Центров коллективного пользования «Материаловедение» ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» и ФГБОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский государственный университет» с использованием установки для испытаний на высокотемпературное кручение, оптической металлографии (микроскопы *OLIMPUS – GX 51 F* и ЛабоМет – И1), растровой электронной микроскопии (микроскоп «*Philips SEM 515*», оснащённый микроанализатором *EDAX Genesis*), сканирующей электронной микроскопии (микроскоп *TESCAN MIRA 3 LMH* с автоэмиссионным катодом Шоттки), рентгенографии (рентгеновского дифрактометра ДРОН 2,0 с железным K_{α} -излучением).

Научная новизна.

1. Выявлены и научно обоснованы новые закономерности и механизмы влияния температуры, химического состава стали, неметаллических включений, микро- и макроструктуры металла на технологическую пластичность рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ в различных зонах по сечению непрерывно-литых заготовок.

2. Установлено, что основными неметаллическими включениями в корковой зоне непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ являются оксиды точечные и нитриды алюминия, в зоне столбчатых кристаллов – оксиды точечные и силикаты, а в центральной зоне непрерывно-литого слитка – силикаты, оксиды точечные, сульфиды.

3. Определены интервалы температур максимальной пластичности рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ, позволяющие рационально использовать данные показатели в производственных условиях.

4. Разработан и научно обоснован ресурсосберегающий температурный режим нагрева непрерывно-литых заготовок и прокатки рельсов, основанный на эффективном использовании технологической пластичности металла, обеспечивающий повышение ударной вязкости рельсовой стали.

Практическая значимость и реализация результатов работы.

1. Для практического использования получены эмпирические зависимости влияния температуры на технологическую пластичность металла непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.

2. В целях совершенствования технологий производства и повышения металлургического качества металла установлены виды, морфология, химический и фазовый составы неметаллических включений в различных зонах по сечению непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.

3. Ресурсосберегающий температурный режим нагрева и прокатки рельсов, основанный на эффективном использовании технологической пластичности металла, апробированный в условиях рельсобалочного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК», обеспечил увеличение значения ударной вязкости рельсовой стали на 20 %. Совокупный экономический эффект от внедрения результатов работы, основанный на снижении доли несоответствующей продукции и экономии природного газа составил 6,3 млн. рублей в год.

4. Результаты диссертационной работы используются в учебном процессе в Сибирском государственном индустриальном университете при подготовке магистров по направлению 22.04.02 – «Металлургия».

Основные научные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты экспериментальных исследований высокотемпературной пластичности рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ в различных зонах по сечению непрерывно-литой заготовки.

2. Результаты исследований химического и фазового состава неметаллических включений в различных зонах по сечению непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей.

3. Закономерности влияния температуры, микро- и макроструктуры металла, неметаллических включений на технологическую (высокотемпературную) пластичность рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.

4. Ресурсосберегающий температурный режим нагрева и прокатки рельсов, основанный на эффективном использовании технологической пластичности металла, обеспечивающий увеличение значения ударной вязкости рельсовой стали.

Соответствие диссертации паспорту научной специальности.

Диссертация соответствует паспорту научной специальности 05.16.01 – «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов» по п. 3 «Теоретические и экспериментальные исследования влияния структуры (типа, количества и характера распределения дефектов кристаллического строения) на физические, химические, механические, технологические и эксплуатационные свойства металлов и сплавов», п. 4 «Теоретические и экспериментальные исследования термических, термоупругих, термопластических, термохимических, термоманнитных, радиационных, акустических и других воздействий изменения структурного состояния и свойств металлов и сплавов», п. 6 «Разработка новых и совершенствование существующих технологических процессов объемной и поверхностной термической, химико-термической, термомеханической и других видов обработок, связанных с термическим воздействием, а также специализированного оборудования».

Степень достоверности и апробация результатов.

Достоверность полученных результатов обеспечивается комплексным подходом решения поставленных задач, применением апробированных методов и аттестованных технических средств; сопоставлением литературных данных с результатами экспериментов, а также оценкой погрешности эксперимента статистическими методами и внедрением технологии в производство.

Основные положения диссертационной работы доложены и обсуждены на следующих конференциях: III Всероссийской научно-практической конференции. «Теплотехника и информатика в образовании, науке и производстве» (Екатеринбург, 2014); Международная конференция «Фундаментальные исследования» (Доминиканская республика, 2014); Международная конференция «Технические науки и современное производство» (Швейцария (Цюрих-Берн),

2014); Международная конференция «Технические науки и современное производство» (Канарские острова, 2014); Всероссийская научная конференции студентов, аспирантов и молодых ученых (Новокузнецк, 2014); XII Международная научно-техническая конференция (Пенза, 2014); XI Международная научно-практическая конференция «Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации» (Курск, 2014); XXV заочная научной конференции Research Journal of International Studies (Екатеринбург, 2014); IV Международная научно-практическая конференция «Современные инновации в науке и технике» (Курск, 2014); XVIII Всероссийская научно-практическая конференция «Металлургия: технологии, управление, инновации, качество» (Новокузнецк, 2014); Международная молодежная научно-практическая конференция «Прогрессивные технологии и процессы» (Курск, 2014).

Публикации.

По материалам диссертации опубликовано 18 печатных работ, в том числе 4 в журналах, рекомендованных ВАК для опубликования результатов кандидатских диссертаций, 2 – в иностранных журналах, индексируемые в базе данных Scopus.

Структура и объём работы.

Диссертация состоит из введения, четырех глав, выводов, приложений и изложена на 148 страницах машинописного текста, содержит 78 рисунков, 17 таблиц, список литературы из 162 наименований.

1 Современное состояние научной проблемы высокотемпературной пластичности непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей и постановка задач исследования

1.1 Структура и свойства рельсовой стали, полученной способом непрерывной разливки

Традиционно качество непрерывно-литых заготовок (НЛЗ) оценивают по наличию поверхностных и внутренних дефектов. Склонность непрерывно-литого металла к появлению внутренних и поверхностных дефектов зависит от химического состава стали, скорости разливки, интенсивности теплоотвода, расстояния между роликами большого и малого радиусов МНЛЗ, а также от равномерности вторичного охлаждения [1 – 4].

Рельсовая сталь содержит 0,7 – 0,9 % углерода и имеет перлитную структуру, представленную колониями бикристаллов, состоящую из чередующихся слоев мягкого феррита и цементита. Единичная колония перлита характеризуется общим размером (D) и межпластинчатым расстоянием (λ), обычно равным 0,5 – 1,0 мкм. Твердость перлита возрастает с уменьшением размера этих слоев, а также с увеличением количества цементитной составляющей в перлите. Перлит с высокой твердостью хрупок и характерные размеры λ и D определяют начальный масштаб разрушений [5, 6].

В рельсовой стали уточнено содержание углерода и марганца; лимитированы концентрации элементов, вызывающих хрупкость и хладноломкость стали, а именно, азота, водорода, фосфора и серы; повышены требования к чистоте стали по неметаллическим включениям, служащими концентраторами напряжения в рельсах [7].

Авторами работы [8] особое внимание уделялось вопросу обеспечения качества литой первичной структуры НЛЗ, структуре с ограниченной зоной столбчатых кристаллов и максимальной зоной равноосных кристаллов. Порис-

тость в НЛЗ вызывается естественной усадкой стали при затвердевании, и в зависимости от условий затвердевания усадочная пористость проявляется в виде рассеянной пористости, которая образуется при затвердевании изолированных микрообъемов, отделенных от источника питания скелетами дендритов или сосредоточивается в центральной зоне сечения слитка. Неоднородность макроструктуры в процессе дальнейшей обработки давлением при прокатке заготовок и собственно рельсов служит причиной образования различных необратимых дефектов. Микроструктура НЛЗ представлена преимущественно сорбитообразным перлитом, а также состоит из участков более грубого по строению пластинчатого перлита. В поверхностной зоне структура более дисперсна, чем в центральной. В осевой зоне заготовок наблюдается выделение вторичного цементита в виде сплошной или разорванной сетки по границам зерен. Местами в осевой зоне наблюдаются также игольчатые выделения цементита внутри зерен [9].

Наличие цементита обусловлено ликвацией углерода в центральной зоне заготовок, а также меньшей скоростью кристаллизации в ней по сравнению с поверхностной зоной. Авторами работы [8] определено, что оптимальная структура НЛЗ получена при следующих температурно-скоростных режимах разливки: при температуре в промежуточном ковше менее 1480 °С скорость разливки составляет 0,6 м/мин, при температуре от 1480 до 1490 °С ее значение равно 0,55 м/мин, а при температуре более 1490 °С – 0,50 м/мин. Данные режимы позволяют обеспечить оптимальную макроструктуру непрерывно-литой заготовки с минимальной осевой пористостью, обеспечивающей качественную макроструктуру рельсов.

Температурный режим нагрева стали в печах в значительной степени предопределяет пластичность металла и, как следствие, качество готового проката. При производстве рельсов из НЛЗ особенно важно обеспечить не только нагрев металла до заданной температуры, но и прогрев для сваривания внутренних микротрещин, пор, для хорошей проработки осевых зон при пластической деформации [10 – 13].

В условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК» в различное время нагрев НЛЗ проходил по следующим вариантам:

- толкательные методические печи стана «500» → нагревательные колодцы блюминга → камерные печи Сименса;
- ямы стана «500» → нагревательные колодцы блюминга → камерные печи Сименса;
- толкательные методические печи стана «500» → камерные печи Сименса;
- нагревательные колодцы блюминга → камерные печи Сименса.

Замена всех этих вариантов стала осуществима при введении в производство рельсов на ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» методической печи с шагающими балками с торцевой загрузкой и торцевой выдачей металла. В связи с этим при суммарной продолжительности нагрева НЛЗ 4 часа 20 мин угар составил $0,93 \text{ г/см}^2$, толщина окалины 2,9 мм, что соответствует потере полезной массы металла в среднем на 1,6% [13]. При нагреве по ранее действовавшим схемам нормативное время пребывания НЛЗ в печах было почти в 2 раза больше, угар при этом достигал $1,24 \text{ г/см}^2$, толщина окалины 3,9 мм, что соответствует потере полезной массы металла в среднем на 2,1% [12].

Глубина обезуглероженного слоя НЛЗ после нагрева по старой технологии и в печи с шагающими балками крайне неравномерна и после нагрева в нагревательных колодцах и печах Сименса составляет 1,54 – 3,08 мм, при среднем значении 2,31 мм [13]. После нагрева НЛЗ в печи с шагающими балками глубина обезуглероженного слоя колеблется в пределах 0,77 – 2,00 мм, при среднем значении 1,39 мм [10].

Переход на нагрев НЛЗ рельсовой электростали в методических печах с шагающими балками позволил сократить не только общее время нагрева, но и время пребывания металла в области высоких температур, в которой интенсивно протекают процессы окисления, обезуглероживания, роста зерна стали. В частности, номер зерна НЛЗ, нагретых в нагревательных колодцах и печах Си-

менса, составляет 1 – 0, а после нагрева в печи с шагающими балками 3 – 2 [13].

Авторами работ [13, 15] было произведено исследование влияния температурно-временного фактора на процессы окисления и обезуглероживания рельсовой стали состава $C = 0,71\text{--}0,82 \%$; $Mn = 0,75\text{--}1,05 \%$; $Si = 0,18\text{--}0,40 \%$; применяемой для изготовления железнодорожных рельсов Р65 и Р75. Образцы нагревали до температур 950, 1050, 1150 и 1250 – 1275 °С и выдерживали при постоянной температуре в течение 10, 35 и 60 минут в воздушной атмосфере.

В образцах, нагретых до 940 – 950 °С и выдержках в течение 25 – 30 минут, видимое обезуглероживание отсутствует, увеличение времени выдержки до 35 – 40 мин приводит к возникновению обезуглероженных локальных участков в виде ферритной сетки по границам зерен перлита, а при дальнейшей выдержке до 60 – 65 минут формируется частично обезуглероженный слой толщиной до 0,10 – 0,15 мм. Образование поверхностного слоя стали с полным обезуглероживанием зафиксировано при температуре нагрева выше 1050 – 1060 °С и выдержке 30 – 35 минут и более, а при температурах 1140 – 1160 °С наблюдается образование полностью обезуглероженного слоя [15].

После замедленного охлаждения образцов на воздухе по приготовленным микрошлифам определялась микротвердость (H_μ) области обезуглероженного слоя на различном расстоянии от поверхности. При различной выдержке стали в печи с увеличением температуры происходит снижение микротвердости поверхности образцов.

В интервале температур 950 – 1250 °С и выдержках продолжительностью 10–60 минут формируется обезуглероженный слой, приводящий к снижению микротвердости стали на глубине от 0,3 – 0,5 до 1,6 – 1,8 мм. При температурах более 1050 °С микротвердость поверхностных слоев рельсовой стали может снижаться на 40 – 50% относительно микротвердости основного металла.

В работах [13, 16] авторами рекомендовалось принимать температуру нагрева НЛЗ перед пластической деформацией не выше 1200 – 1250 °С, по при-

чине опасности возникновения перегрева и пережога, сопровождающихся снижением пластичности. Из поверхностных слоев НЛЗ стали марки Э76Ф вырезались образцы $15 \times 15 \times 20$ мм и нагревались в печах сопротивления [16]. Значительное время выдержки при температурах 1250 – 1300 °С приводит к существенному росту зерна стали, которое для разных режимов соответствует баллам 2 – 0. При исследовании поверхностного слоя образцов, наблюдалась структура видманштедт с содержанием углерода порядка 0,3 – 0,4 %, а также местами участки с полностью обезуглероженным ферритным слоем. По мере продвижения к оси исследуемых образцов толщина сплошной ферритной сетки уменьшается и переходит в разорванную. Строение поверхностного слоя аналогично наблюдаемому в работе авторов [13, 16 – 18], присутствует смешанная зона (неокисленная, но обезуглероженная сталь и оксиды). Толщина обезуглероженного слоя составила 0,1 – 0,4 мм. Обезуглероживание происходит в основном по границам зерен, увеличение температуры и времени выдержки способствует этому. Продолжительная выдержка рельсовой стали при температурах 1250 – 1300 °С как с оплавлением окалины, так и без него приводят к перегреву металла, что может вызвать снижение его пластичности при прокатке.

Исследование микроструктуры поверхностных слоев НЛЗ после нагрева авторами [18] выявлено наличие обезуглероженного слоя толщиной 3 – 5 мм, при этом обезуглероженный слой в НЛЗ после разливки (до нагрева) полностью отсутствовал. В отдельных экспериментах разогрев и выдержку проводили до появления на углах заготовки локальных участков пережога. Прокатка таких участков приводит к образованию в рельсах грубых разрывов металла (деформационных рванин). Полости разрывов заполнены окалиной, неметаллических включений вблизи обнаружено не было. При исследовании микроструктуры в области разрывов наблюдаются вытянутые границы бывших аустенитных зерен, насыщенные мелкими глобулярными оксидами железа, кремния и марганца, частицами силикатов марганца.

В работе [19] было проведено исследование влияния нагрева непрерывно-литой рельсовой стали марки Э76Ф с содержанием ванадия 0,03% до высоких температур (1200 – 1350 °С) при продолжительных выдержках (1, 2, 3, 6 часов) на структуру и вид излома. Квадратные образцы с сечением 20×20 мм длиной 40 мм вырезались из поверхностных слоев НЛЗ, нагревались и подвергались однократным обжатиям (прокатывали) (25 – 50 %, при скорости деформации 1,7 – 2,1 1/с) на лабораторном дуо-реверсивном прокатном стане с гладкими валками. После образцы разламывали на гидравлическом прессе. Фрактографические исследования стали после нагрева до температуры 1350 °С с выдержкой 6 часов показали более крупнозернистое строение излома, а при температуре 1300 °С и выдержке 3 часа формируется нафталинистый излом с характерным селективным блеском.

Металлографические исследования показали, что глубина общего видимого обезуглероживания при 6-ти часовой выдержке при температуре 1200 °С составляет 2 – 2,5 мм, 1250 °С – 2,5 – 3,0 мм, 1300 °С – 2,6 – 3,5 мм, 1350 °С – 2,5 – 3,6 мм. С ростом температуры увеличиваются толщина слоя полного обезуглероживания (феррита) и величина зерна [12, 13]. Для деформированных образцов с температурой выдержки 1350 °С номер зерна составляет 1 – 2, 1300 °С – 3, 1250 °С – 4, 1200 °С – 4. Значительная величина единичного обжатия и интенсивное охлаждение металла при контакте с валками способствует измельчению зерна стали [12, 13, 19].

После деформации на некоторых образцах в обезуглероженном слое образуются мелкие рванины. Их образование вызвано пониженной пластичностью этого слоя в связи со значительным скоплением оксидов и представляющих собой смешанную зону (внутреннего окисления). Следовательно, для обеспечения высокого качества и необходимых механических свойств рельсовой стали, микролегированной ванадием температуру нагрева НЛЗ рекомендуется выбирать на уровне 1200 – 1250 °С [19, 20].

Авторы работы [21] указывают, что микролегирование стали ванадием и титаном повышает прочностные свойства горячекатанных рельсов и рельсов, термически обработанных с прокатного нагрева, в основном вследствие измельчения перлита и в меньшей степени в результате дисперсионного упрочнения. На изменение свойств рельсов, термически обработанных с повторного нагрева, определяющее влияние оказывают дисперсные карбонитридные фазы. Основным структурный параметр, определяющий изменение ударной вязкости, – толщина пластин цементита.

Наиболее благоприятным комплексом свойств и самой высокой эксплуатационной стойкостью отличаются рельсы из стали с ванадием. Повышенная стойкость против образования контактно-усталостных дефектов рельсов из стали с ванадием связана с образованием в них дисперсных карбонитридов, выделившихся как в процессе производства рельсов, так и, вероятно, в ходе их эксплуатации.

В статьях [22 – 24] авторами установлено, что увеличение количества ванадия до 0,09 – 0,11 %, азота до 0,014 – 0,017 % в рельсовой электростали Э76Ф, содержащей 0,39 – 0,49 % Si; 0,96 – 1,11 % Mn и 0,008 – 0,011 % Al, приводит к повышению прочностных, пластических и вязкостных свойств и хладостойкости объемно-закаленных рельсов за счет увеличения прокаливаемости, обеспечивающей структуру сорбита закалки более тонкодисперсного строения, образование мелкодисперсных частиц карбонитридов ванадия и измельчения зерна аустенита до номера 9 – 12. Также было установлено, что содержание ванадия и азота в рельсовой стали определяет степень измельчения зерна аустенита и сопротивление ее хрупкому разрушению. Рельсы, выдержавшие испытания на ударную вязкость при $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($KCU_{-60} > 25\text{ Дж/см}^2$), имели более мелкое зерно аустенита (номер 9 – 10) и более высокое содержание ванадия и азота, чем не выдержавшие этого испытания (с номером зерна 8 – 9).

Механизм влияния ванадия и азота на механические свойства объемно-закаленных рельсов из эвтектоидной и заэвтектоидной сталей следующий: вы-

делившиеся из аустенита дисперсные частицы нитридов и карбонитридов ванадия, ниобия, алюминия обеспечивают упрочнение стали и измельчение аустенитного и действительного зерна этими нерастворившимися частицами. Однако, как показали исследования рельсов, произведенных из дисперсионно-упрочненной эвтектоидной и заэвтектоидной электросталей, измельчение зерна способствует не только зернограницному упрочнению, но и повышению сопротивлению стали хрупкому разрушению.

Технология микролегирования ванадием совместно с азотом эвтектоидной и заэвтектоидной рельсовой стали позволила организовать производство высокопрочных рельсов повышенной износостойкости. Микролегирование этих сталей ванадием совместно с азотом, задаваемых в оптимальном количестве, показывает, что понижение температуры перехода стали из вязкого состояния в хрупкое и увеличение уровня вязкостных свойств обеспечивают как измельчение зерна аустенита, так и уменьшение содержания азота и углерода в твердом растворе, что способствует уменьшению количества образующего при охлаждении цементита и выпадение его в виде сетки.

В работе [25] исследовали качество опытных рельсов, изготовленных из НЛЗ, разлитой на четырехручьевых радиальных машинах непрерывно-литой заготовки (МНЛЗ) с сечением кристаллизаторов 300×330 мм. Наблюдалось наличие плотной макроструктуры металла, длина строчечных хрупкоразрушенных неметаллических включений не превышала 0,5 мм [26 – 28].

Авторами работы [29] были установлены следующие значения оптимальных температур при производстве рельсов из непрерывно-литой заготовки: в электропечи после раскисления и перед выпуском 1625 – 1655 °С, в ковше после выпуска 1580 – 1620 °С, перед установкой на стенде МНЛЗ 1535 – 1545 °С, в промежуточном ковше 1475 – 1500 °С. Скорость разливки в промежуточном ковше при различных температурах разная: при температуре менее 1480 °С – 0,6 м/мин, при температуре от 1480 до 1490 °С – 0,55 м/мин, при температуре более 1490 °С – 0,5 м/мин. Оптимальной первичной структурой непрерывно-

литой заготовки является структура с ограниченной зоной столбчатых кристаллов и с максимальной зоной равноосных кристаллов, что обеспечивает рассредоточение усадочной пористости и областей с незначительными следами ликвации в виде пор [28, 29].

При введении в сталь 0,07 – 0,08 % V и 0,012 – 0,017 % N, применяя технологию микролегирования, при содержании углерода до 0,88%, в ней обеспечивается более мелкое зерно (№ 9) что приводит к повышению механических свойств и износостойкости, чем в том случае, когда в стали содержится 0,05 – 0,06 % V и 0,009 – 0,011 % N (№ 8) [30, 31].

В микроструктуре осевой зоны шейки рельсов выявлен структурно-свободный цементит в виде как отдельных частиц, так и разорванной сетки, что обусловлено незначительной ликвацией углерода в осевой части непрерывно-литых заготовок. Изучение микроструктуры также показало, что количество и распределение структурно-свободного цементита определяется и размером аустенитного зерна. В мелкозернистой структуре цементит наблюдается в виде точечных выделений, в крупнозернистой структуре – в виде непрерывных прослоек.

Авторы [32] утверждают, что комплексное легирование стали азотом, ванадием и другими натридообразователями (Ti, Al) подавляет рост зерна при нагреве и измельчает зерно аустенита и, следовательно, мартенситные и бейнитные кристаллы. Устойчивость переохлажденного аустенита обуславливает не только глубокую прокаливаемость при закалке с образованием мартенсита, но и образование бейнита при охлаждении на воздухе.

Введение в сталь комплексных лигатур, содержащих, кроме азота и нитридообразующих элементов, добавки щелочно-земельных элементов способствуют образованию легко выводимых в процессе рафинирования вредных примесей и глобуляризации неметаллических включений.

В мало- и среднеуглеродистых сталях с $\sim 0,03$ % N оптимально содержание ванадия $\sim 0,1$ %, при больших количествах образуются крупные фазы, ухудшающие пластичность и вязкость. Благодаря лучшему растворению в ау-

стените карбонитрида ванадия по сравнению с его нитридом обеспечивается надежное и легко контролируемое дисперсионное упрочнение [33]. Вследствие разных растворимостей VN и VC азот становится важным микролегирующим элементом ванадиевых сталей, поскольку он во многом определяет плотность выделений и степень дисперсионного упрочнения. Так как в феррите растворимость азота выше, чем углерода, весь азот обычно растворяется в феррите полностью и лишь небольшая доля общего содержания углерода присутствует в растворенном виде в феррите.

Дисперсные выделения нитридов ванадия обеспечивают высокий уровень прочности при меньшем (на $\sim 20\%$) содержании ванадия [34]. Упрочнение, достигнутое ванадием и азотом, вносит вклад в различные составляющие структуры металла (дисперсионное твердение, размер зерна, перлит, твердый раствор).

В работе авторов [35 – 37] исследовали основные дефекты структуры непрерывно-литых заготовок ванадийсодержащей рельсовой стали. Внутренние дефекты, связанные, прежде всего, со спецификой формирования тела непрерывно-литой заготовки, – осевая рыхлость и химическая неоднородность. Были приняты мероприятия решения данной проблемы:

- обеспечение расплава с минимальной загрязненностью всеми примесями, с оптимальным содержанием элементов-модификаторов, способствующих образованию неметаллических фаз при кристаллизации, что наиболее благоприятно влияет на формирование развитой равноосной структуры центральной зоны заготовки с равномерным распределением включений и минимальным их размером;
- выбор оптимального сечения отливаемой заготовки;
- выбор «мягкого» режима вторичного охлаждения;
- выбор оптимальной скорости разливки (0,5 м/мин);

– выбор и основание температуры нагрева (Δt) ванадийсодержащей рельсовой стали, поступающей из промежуточного ковша в кристаллизатор МНЛЗ, над температурой ликвидус.

При повышении температуры стали в сталеразливочном ковше с 1535 до 1545 °С протяженность зон НЛЗ при кристаллизации изменяются (таблица 1.1). Исследование НЛЗ сечением 300×360 мм ванадийсодержащей рельсовой стали выполнены ОАО НТМК совместно с ЦНИИЧерметом и ООО «Корад»

Таблица 1.1 – Протяженность структурных зон в заготовках сечением 300×360 мм (на одну сторону) в зависимости от температуры стали в сталеразливочном ковше

$t, ^\circ\text{C}$	$L_I, \text{мм}$	$L_{II}, \text{мм}$	$L_{III}, \text{мм}$
1545	36	83	61
1540	31	76	73
1535	20	68	92
<i>I</i> – мелкие равноосные кристаллы; <i>II</i> – столбчатые кристаллы; <i>III</i> – кристаллы и осевая ликвация			

1.2 Особенности формирования неметаллических включений в непрерывно-литых заготовках

Количество, состав и распределение неметаллических включений – важные показатели качества сталей, определяющие их механические свойства и служебные характеристики. Среди всевозможных способов классификации включений общепризнано разделение их по происхождению и моменту образования. Эндогенные включения образуются при фазово-структурных превращениях в жидкой и твердой стали, а экзогенные привносятся в жидкость извне в результате разрушения футеровки сталеплавильного и разливочного оборудования, захвата частичек шихты, экзотермических смесей и шлаков. По моменту образования включения делятся на первичные (ПНВ), возникающие при выплавке, вторичные (ВНВ) – в процессе внепечной обработки до разливки, третичные

(ТНВ) – при кристаллизации и четвертичные (ЧНВ) – в процессе деформации и термической обработки в результате твердофазных превращений [38 – 40].

Загрязнения стали неметаллическими включениями, образующиеся в металлургических агрегатах, представлена в таблице 1.2 [41, 42].

Таблица 1.2 – Загрязнения стали неметаллическими включениями, образующиеся в металлургических агрегатах

Металлургический агрегат	Эндогенные включения	Экзогенные включения
<i>Отсечка шлака</i>		
<u>Сталеразливочный ковш</u>	продукты раскисления стали (Al_2O_3 ; SiO_2 ; MnO)	частицы шлака (CaO ; SiO_2); продукты реакции «шлак-футеровка» (Al_2O_3 ; SiO_2 ; MnO ; CaO ; ZrO_2)
<i>Всплытие включений</i>		
<u>Промежуточный ковш</u>	продукты вторичного окисления (Al_2O_3 ; SiO_2 ; MnO)	продукты разрушения (эрозии) огнеупоров (Al_2O_3 ; SiO_2 ; MnO); частицы ковшевого шлака (Al_2O_3 ; SiO_2 ; CaO)
<i>Удаление включений</i>		
<u>Кристаллизатор МНЛЗ</u>		шлакообразующая смесь в кристаллизаторе (Al_2O_3 ; SiO_2 ; CaO ; Na_2O); продукты разрушения погружного стакана (Al_2O_3 ; SiO_2 ; ZrO_2)

Авторы статьи [43] рассматривают поведение отдельных компонентов НВ по ходу производства металла. Источник SiO_2 во включениях – продукт раскисления, максимальное значение которого вначале производства стали. В ходе внепечной обработки уменьшается, а в конце жидкого периода доходит до нуля. При затвердевании и обработке металлов давлением оно возрастает за счет взаимодействия кремния с кислородом, растворимость которого уменьшается по мере снижения температуры в процессе кристаллизации непрерывно-литого слитка.

Содержание CaO увеличивается по мере ввода кальцийсодержащих материалов от 11,2 до 55,83 % (после последовательного введения FeCa). На участке между вакуум-камерой и промежуточным ковшом оно уменьшается до 32,3 %, а в ковшовой зоне увеличивается до 40,5 %.

на участке непрерывного литья заготовки возрастает до 45,3 % в результате взаимодействия кальция с кислородом. Рост содержания CaO составляет 13 %, что ниже уровня повышения содержания SiO₂. Хотя сродство кальция к кислороду значительно сильнее, начальный уровень его содержания (0,0001 – 0,003 %), значительно ниже начального содержания кремния. В готовый прокат переходят и первичные, и вторичные, и третичные включения.

Источниками глинозема (Al₂O₃), переходящего в готовый прокат, служит алюминий, вносимый из установки ковш-печь, и глиноземной футеровки днища сталеразливочного ковша. Увеличение содержания оксидов кремния и алюминия во включениях приводит к повышению вязкости, поверхностного натяжения, температуры плавления и к уменьшению плотности, т.е. к повышению тугоплавкости, увеличению разницы между плотностью металла и плотностью включения [43].

Оксиды марганца и магния, содержащиеся в сплаве приводят к снижению ряда показателей: температуры плавления, вязкости, поверхностного натяжения, а также к повышению плотности. Включения в готовом прокате, влияющие на качество стали, представлены как частицами, перешедшими из жидкого металла (в основном), так и третичными включениями, образовавшимися при кристаллизации. Степень деформации НВ при прокатке в 2,6 раза меньше, чем степень деформации высокоуглеродистого металла.

В работе [44] изучены причины образования экзогенных включений, выявленных в образцах, вырезанных от 54 железнодорожных колес разных плавок. Макровключения разделили по размеру на крупные длиной > 1 мм (в основном 1,5 – 4,0 мм), средние (0,4 – 1,0 мм) и мелкие (0,1 – 0,3 мм). Микровключения длиной 0,02 – 0,09 мм можно оценивать в баллах по шкалам ГОСТ 1778 для микровключений типа деформируемых и недеформируемых силикатов. В структуре наблюдаются сравнительно крупные выделения фазы темно-серого цвета, часто с коричневатым оттенком или с переменной окраской поверхности с разводами серого и светло-серого цвета, а также скопления мелких выделений алюмината кальция с прослойками фазы светло-серого цвета, пред-

ставляющей собой оксид железа (преимущественно FeO). В крупных пленочных включениях довольно часто обнаруживаются и сравнительно крупные участки вюстита, иногда они распространяются на бо́льшую часть их ветвей. Для мелких и нередко средних пленочных макровключений (характерных для рафинированной стали) более свойственна не разветвленная, а дугообразная или неправильно изогнутая форма, но также с резко выраженной неравномерностью толщины. Они состоят в основном из выделений алюмината кальция разной прозрачности и переменного состава, что может быть связано с наличием в системе оксидов $Al_2O_3 - CaO$ пяти нерастворимых один в другом алюминатов кальция и небольшой примеси магния.

Экзогенные микровключения в рафинированной стали имеют разную форму: пленочные, глобулярные цельные и с изъятиями – глобулярно-сегментные, иногда с сильными изъятиями, например, глобулярно-пленочные и глобулярно-осколочные. Некоторые имеют скученно-пластинчатую и неправильную компактную форму. Овальная форма включений свидетельствует об их образовании в жидком виде, а включения пластинчатой формы возникают в твердом состоянии.

В статьях [45 – 47] установлено, что на тип и количество НВ влияют закономерности кристаллизации непрерывно-литого металла, приводящие к сохранению, видоизменению и увеличению числа включений. Также отмечается необходимость решения некоторых задач:

- определение основных типов НВ (химический и фазовый состав), природы и механизмов их образования в производимых по современной технологии углеродистых и низколегированных сталей различного назначения на основе физико-химического анализа, моделирования и расчета процессов рафинирования, легирования, доведения химического состава металла в ковше непрерывного литья заготовок;

- определение допустимого уровня загрязненности сталей включениями разных типов на базе комплексного исследования влияния НВ на технологические и эксплуатационные характеристики металла;

– определение режимов и параметров выплавки, обработки и дальнейших переделов сталей, обеспечивающих чистоту по неметаллическим включениям.

В работе [48] авторы исследуют нитриды и карбонитриды в высокочистой аустенитной стали. В образцах авторами были обнаружены отдельные частицы оксидов, сульфидов и оксисульфидов. Оксиды и сульфиды всех типов оценены нулевым балом. Нитриды, карбонитриды и карбиды являются доминирующей фазой неметаллических включений. Также авторами была предложена технология управления размером и распределением включений неметаллических фаз в аустенитной стабилизированной стали, заключающаяся в проведении на промежуточной стадии деформации (со степенью вытяжки не менее 5), гомогенизационного отжига при 1250 °С в течение 10 ч; при этом балл по нитридам и карбонитридам уменьшается до 1,5...2,0.

В работе [49] описано влияние неметаллических включений на пластичность сплавов на никелевой основе. Эти включения располагаются по границам кристаллов в виде отдельных колоний, геометрические формы которых сильно различаются, однако, преобладают формы, близкие к округлым, размером от 2 до 6 мкм. Наибольшее количество включений наблюдается в слитке на границе между столбчатыми и равноосными зернами. Замедление кристаллизации создает благоприятные условия для образования на границах зерен включений двух типов: крупных пластинчатых, располагающихся отдельными колониями, и мелких пластинчатых в межосных участках. При деформации металла с низкой технологической пластичностью трещины зарождаются на границах кристаллов, в первую очередь, между максимально разориентированными кристаллами [50, 51]. Образование крупных пластинчатых включений связано с присутствием в жидком металле взвесей из нерасплавившихся твердых и жидких комплексов, которые при медленной кристаллизации успевают вытесниться к границам зерен. Низкая технологическая пластичность сплавов может быть объяснена существованием пленочных включений, ослабляющих связь между

зернами. Помимо этого, ухудшение пластичности связано и с подплавлением металла на границах зерен в ходе горячего деформирования.

Роль исходных межзеренных аустенитных границ и неметаллических включений, в том числе сульфид марганца, оксидов магния, кальция и алюминия, а также включений более сложного состава: FeAlOCaNbC , MnSNbCN , MnSiAlFeO , AlMgO , Fe(Mn)SO , SiO , AlMgCaSO , оказывают значительное влияние на провалы пластичности непрерывно-литого металла [52 – 54]. Как правило, эти включения присутствуют на межзеренных границах, именно по этим участкам начинает развиваться трещинообразование.

В работе [55] авторы исследовали неметаллические включения железнодорожных рельсов типа Р-50, изготовленных из конверторной стали, разлитой на МНЛЗ на Днепропетровском металлургическом комбинате. Максимальная длина оксидных строчек-дорожек не превышает 1,2 мм. Длина строчек увеличивается к середине шейки, где более развита осевая химическая неоднородность. Количество сульфидных включений несколько больше, чем оксидных, однако, они распределены по сечению рельсов более равномерно. Несколько повышенное содержание марганца и кремния в шейке рельса связано с осевой химической неоднородностью НЛЗ, по сравнению со средним содержанием отклонения составляют: 1,4 – 2,8 % по углероду; 7,4 % по марганцу; 3,6 – 14,3 % по кремнию; 4,4 – 8,7 % по сере и 4 – 16 % по фосфору.

В статье [56] рассмотрены технологии раскисления рельсовой стали двух групп и распределение неметаллических включений. Для производства рельсов второй (II) группы использовался кусковой алюминий в качестве раскислителя, а для первой (I) группы – ванадийсодержащими и кальцийсодержащими сплавами. В процессе прокатки в интервале температур 1100 – 1150 °С введенный алюминий, соединяясь с растворенным в стали азотом, формирует устойчивые мелкодисперсные частицы нитрида алюминия по границам зерен, что служит барьером для роста зерен. Однако алюминий, вступая во взаимодействие с растворенным кислородом, образует глиноземсодержащие включения строчечного

характера. Рельсы первой группы, которые раскисляются с использованием ванадия, образующего мелкодисперсные нитриды (карбонитриды). Это обеспечивает наследственную мелкозернистость стали и требуемую ударную вязкость, а образование глиноземсодержащих строчек исключается. В результате комбинированного раскисления стали силикокальцием и алюминием удастся исключить скопления глинозема и глинозема, сцементированного силикатами, заменив их алюминатами кальция, что способствует улучшению эксплуатационных свойств.

В статье [57] авторы утверждают, что химическая неоднородность по длине непрерывно-литой заготовки в пределах плавки невелика и обычно для элементов, склонных к ликвации (S, P, C, Mn, N, Al), на 1 – 2 порядка меньше, чем по высоте обычного слитка, отлитого в изложницу. При ликвации в осевой зоне содержание серы, углерода и фосфора может быть больше, чем в ковшевой пробе. В мелкодисперсной поверхностной зоне формируется структура с зерном № 4 – 5. В зоне столбчатых кристаллов (на расстоянии 10 – 15 мм от поверхности) зерно соответствует № 3 и менее. В осевой зоне встречаются еще более крупные зерна и одновременно наблюдается значительная разнотекстурность структуры.

По мнению авторов [57 – 59] объемная доля неметаллических включений в непрерывно-литой стали находится в пределах от 0,01 до 0,04 % и в нелегированных сталях представляют собой производные систем Mn – Al – O, Si – O, CaO – S. Изменение содержания включений по длине слитка незначительно (не более 6 – 8 %), а их распределение по толщине неоднородно. Как правило, наблюдаются две зоны скопления включений. Зона с наиболее локализованным скоплением включений совпадает с зоной осевой ликвации. Далее следует зона более рассеянных, располагающихся в виде полосы шириной 10 – 20 мм на расстоянии около 40 – 50 мм со стороны малого радиуса. Включения имеют эндогенную совместно с экзогенной природой. В основном они представляют собой оксидные соединения. К структурной неоднородности относится также не-

равномерное (в основном по толщине слитка) выделение избыточных фаз (карбидов, нитридов и т.п.).

Авторы работы [60] исследовали изучение деформируемости и формоизменения неметаллических включений при прокатке рельсовой стали I и II групп по ДСТУ 4344 – 2004, разлитой в слитки на установке непрерывно-литой разливки стали. Загрязненность прокатанных рельсов включениями оксидов металла I группы соответствует 4 – 5 баллу, максимальная длина строчек 1,6 мм, II группа – 2,5 балла, длина строчек 0,8 мм; максимальная длина строчек 1,1 мм и более 5 балла, длина строчек 1,5 мм соответственно. Точечная неоднородность в металле рельса I группы характеризуется включениями оксисульфидов и гетерогенных окислов сложного состава; во II группе – оксисульфидами, оксисиликатами и силикатами. Основной минеральной составляющей металла рельсов из слитков является сульфидная фаза $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$ или $(\text{Mn}, \text{Fe})\text{S}$. Оксидная фаза в рельсах I группы представлена гетерогенными образованиями из зерен гексаалюмината кальция и кристалликов шпинели, сцементированных алюмосиликатокальциевой фазой. С увеличением степени деформации металла рельсов I и II групп из НЛЗ и слитка размер неметаллических включений уменьшается [61]. С увеличением вытяжки длина строчек неметаллических включений уменьшается: в металле рельсов I группы из НЛЗ максимальная длина строчек оксидов – с 0,61 до 0,18 мм, сульфидов – с 0,39 до 0,12 мм; II группы – оксидов с 0,8 до 0,12 мм, сульфидов – с 1,5 до 0,10 мм.

В работе авторов [62] проведено исследование неметаллических включений в фокусах контактно-усталостных дефектов трех рельсов производства Нижнетагильского металлургического комбината. В фокусах дефектов находятся трещины, в которых залегают строчки неметаллических включений, представляющих собой сложные окислы. Некоторые частицы по составу приближаются к алюминату кальция с примесью магния, кремния и железа [63, 64]. Другие представляют собой типичные силикаты сложного состава. Включения в различных фокусах дефектов образцов представляют собой строчки различных неметаллических соединений различного состава:

- пластичного силиката $\text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MnO} \cdot \text{FeO} \cdot \text{TiO}_2$, толщина строчки достигает 200 мкм;
- силикат $\text{SiO}_2 \cdot \text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ с примесями магния и титана;
- вкрапления $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ с содержанием Al_2O_3 свыше 90%.

Источниками образования строчек неметаллических включений в вышедших из строя рельсах из вакуумированной и довольно чистой по оксидам конвертерной стали послужили продукты раскисления и экзогенные частицы, а также сульфиды, способствующие образованию скоплений оксидов.

Авторы статьи [65] исследовали качество рельсов типа Р65К, изготовленных из двух опытных плавок стали Э90АФ, исследование неметаллических включений, производилось по ГОСТ 1778 и показало отсутствие в металле недопустимых строчек глинозема, глинозема в свободном виде, строчек нитридов титана, сцементированного силикатами. Выявлены эндогенные включения – в основном сульфиды и оксисульфиды марганца, оцениваемые минимальным баллом 1,5 и максимальной длиной 0,15 мм. Хрупкие, недеформирующиеся и пластинчатые силикатные включения присутствуют в металле в незначительном количестве. Величина действительного зерна в опытных рельсах соответствует № 5 – 7 по шкале ГОСТ 5653, т.е. находится на обычном уровне. Глубина обезуглероженного слоя незначительна, с поверхности катания головки и выкружек рельсов она не превышает 0,32 и 0,14 мм соответственно.

В статье [66, 67] авторы утверждают, что при изменении содержания кислорода в стали изменяется состав и количество неметаллических включений. При содержании кислорода 20 ppm в готовых рельсах встречаются в основном строчки хрупкоразрушенных алюминатов кальция ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$). Максимальная длина включений при таком содержании кислорода не превышает 10 мкм. Уровень загрязненности алюминатами кальция оценивается в среднем не более балла 1 по шкале ГОСТ 1778 – 70. Несмотря на исключение из технологии раскисления материалов, содержащих алюминий, частицы Al_2O_3 в строчках неметаллических включений присутствуют [66, 68, 69]. Источниками алюминия яв-

ляются ферросплавы и ковшевой шлак. С повышением содержания кислорода до 40 ppm количество хрупкоразрушенных оксидных включений уменьшается и возрастает доля деформируемых силикатов ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) в виде тонких равномерно распределенных строчек темно-серого цвета длиной 0,12 – 0,30 мм. При более высоком содержании кислорода неметаллические включения представлены в основном одними силикатами длиной 0,25 – 0,53 мм. Степень загрязненности стали этими включениями в среднем соответствует баллу 2. В зависимости от состава многофазные шлаковые включения проявляют неодинаковую деформируемость при прокатке [67 – 69]. Одни включения, в состав которых входят оксиды $[\text{Mn}] > [\text{Si}] > [\text{Al}] > [\text{Ca}] > [\text{S}]$, пластически деформируются при прокатке, образуя грубые строчки с острыми или расщепленными концами. Включения, состоящие из оксидов $[\text{Ca}] > [\text{Si}] > [\text{Mn}] > [\text{Al}] > [\text{Ti}] > [\text{Mg}] > [\text{K}] > [\text{S}]$, не деформируются при прокатке, образуя волнистую строчку. Оксидные экзогенные включения имеют, как правило, случайный характер и встречаются крайне редко в рельсовой стали. Технология производства вакуумируемой рельсовой стали обеспечивает низкий уровень содержания кислорода и отсутствие флокенов в готовых рельсах, снижает уровень загрязненности стали по строчкам хрупкоразрушенных оксидов и требуемый уровень ударной вязкости [66, 67, 70, 71].

Авторы [72, 73] исследовали состав неметаллических включений в рельсах. Содержание Al_2O_3 во включениях не должно превышать 15 – 20 %, однако, содержание алюминия в сложных силикатах часто превышает 30 %; шпинель также представляет собой соединение с высоким содержанием алюминия (~ 40 %). Наличие таких включений потенциально понижает эксплуатационную стойкость рельсов. Силикаты представляют собой соединения $\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO}$; $\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO} - \text{MgO}$ или реже $\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO} - \text{MgO} - \text{TiO}_2$. Обычно с увеличением содержания алюминия в силикатах уменьшается содержание кремния и кальция. Шпинели представляют собой соединения $\text{MgO} - \text{Al}_2\text{O}_3$ и $(\text{Mg}, \text{Mn})\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3$ иногда присутствует титан [72]. В рельсах, произво-

димых из конверторной непрерывно-литой стали, подвергнутой внепечной обработке и вакуумированию, строчки хрупкоразрушенных оксидных включений, отрицательно влияющие на эксплуатационную стойкость рельсов, представляют собой конгломерат частиц сложных силикатов и магниевой шпинели; преобладают сложные силикаты. Содержание элементов в шпинели колеблется в довольно узких пределах. Основным отличием оксидных включений, формирующихся в случае применения разных технологических вариантов производства и раскисления стали, является разное содержание алюминия в сложных силикатах [72].

1.3 Высокотемпературная пластичность сталей и сплавов

Высокотемпературная пластичность дает возможность применения того или иного вида горячей деформации конкретной марки или плавки стали при оптимальном режиме нагрева и скорости деформации.

Основными задачами теории пластичности являются: глубокое изучение самой пластичности, ее физико-химических основ и разновидностей; изучение видов пониженной пластичности промышленных сталей и сплавов, обусловленных легированием, их природы, методов предупреждения и устранения; расширение температурного интервала пластичности сплавов; создание методов и механизмов предварительной подготовки структуры сплавов с целью повышения их пластичности перед деформацией; создание методов достижения в сплавах сверхмелкозернистой структуры и ее сверхпластической деформации [74, 75].

С помощью современных методов легирования, последующей пластической деформации и термической обработки стало возможным создание сталей и сплавов с определенными заданными свойствами. Вместе с тем, дополнительное легирование сталей и сплавов сопровождается снижением их пластических свойств и деформируемости [76 – 78].

Из значительного количества пониженной пластичности деформируемых сталей и сплавов, обусловленных степенью и характером их легирования, выделяется шесть наиболее характерных видов пониженной пластичности (ПП) (рисунок 1.1). Каждое из большого количества структурных изменений (пересыщение твердого раствора, образование новых структурных составляющих, образование хрупких эвтектик, легкоплавкие соединения и включения по границам зерен и др.) самостоятельно или в сочетании с другими может вызвать понижение пластичности сталей и сплавов. Для обработки металлов в каждом случае должны использоваться методы, наиболее полно соответствующие данному виду ПП, при одновременном сохранении высоких специальных свойств сталей и сплавов [76, 79].



Рисунок 1.1 – Классификация видов пониженной пластичности

По мере возрастания требований к уровню специальных свойств производимых сталей и сплавов возрастали степень и сложность их легирования. Соответственно постоянно снижался ресурс пластичности и деформируемости

сталей и сплавов. Возрастала сложность их пластической деформации. Это объяснялось тем, что легирование приводило к ряду весьма важных структурных изменений в легируемых металлах, коренным образом изменявших их свойства:

- нагромождение в кристаллической структуре (решетке) легируемого металла массы чужеродных атомов легирующих элементов;
- нарушение ими дискретности и равновесности структуры кристаллитов и искривление в них плоскостей скольжения;
- торможение в кристаллитах динамических процессов релаксации и разупрочнения деформируемой структуры статической и динамической;
- торможение процессов восстановления пластичности и возрастание наклепа деформируемого металла;
- торможение динамических и статических процессов возврата, полигонизации и рекристаллизации;
- образование в деформируемой структуре упрочняющих фаз;
- повышение анизотропности важнейших свойств сплавов и снижение температурного интервала их пластической деформации;
- снижение электропроводности, теплопроводности некоторых сплавов и др.

Перечисленные и другие структурные изменения, обусловленные легированием, сообщают сплавам одновременно высокую прочность и сопротивление деформации, такие сплавы получили название труднодеформируемые [74, 76, 79].

Достижение успешного деформирования промышленных тел (слитков, заготовок, поковок) из современных сталей и сплавов является основной прикладной задачей современной теории обработки металлов давлением. Для описания процесса пластического деформирования сталей в литературе встречаются несколько направлений:

1. Механическое или механико-математическое направление, развиваемое в работах [80 – 82], основано на использовании положения механики сплошных (однородных) сред; оно малоприменимо для современных сложнолегированных сталей и сплавов с их многокомпонентными и многофазовыми структурными составляющими, обладающими различными физическими и физико-химическими характеристиками, а также дискретным характером строения их структуры и механизма скольжения.

2. Физико-химическое направление основано на использовании положения таких разделов физики металлов, как теория несовершенств, теория, дислокации, а также разделов физической химии, объясняющих процессы образования и распада химических соединений в твердых сталях и сплавах. В работах [76, 83 – 85] это направление является наиболее приемлемым для современных легированных сплавов. С его помощью наиболее полно описываются и прогнозируются процессы совершенствования структуры сложнолегированных сталей и сплавов, повышения их пластичности и деформируемости [86 – 88].

3. Экспериментально-теоретическое направление, включающее частично положения теории обработки металлов давлением и результаты экспериментов, а также результаты механических высокотемпературных испытаний реальных промышленных материалов [89, 90]. В настоящее время данное направление используется при определении критерия пластичности каждой марки стали, сплава при определении ресурса их пластичности. Высокотемпературные механические испытания успешно используются при прогнозировании пластичности и деформируемости тел из сталей и сплавов текущих промышленных плавок.

Наблюдаемое иногда значительное расхождение между результатами механических испытаний стандартных образцов и данными о деформируемости сталей в промышленных условиях легко объясняется разной степенью несоответствия условий деформирования и разрушения образцов и производственных плавок [91].

На микроструктурном уровне существуют четыре главных фактора, отвечающих за горячую пластичность. К числу наиболее важных относятся скорость деформации, размер зерна, содержание выделившейся фазы и объем включений. Увеличивая скорость деформации и повышая скорость разливки, уменьшается размер зерна и повышается пластичность (рисунок 1.2) [92]. Увеличенная скорость деформации снизит ползучесть по границам зерен, а меньшие размеры зерен уменьшают вероятность распространения трещин по их границам.

Другие два параметра, влияющие на горячую пластичность, – выделение вторичных фаз и включений. Выделение вторичных фаз по границам зерен и их чрезмерное измельчение ухудшают горячую пластичность. Автор работы [93] утверждает, что чем мельче частицы по границам зерен выпавших вторичных фаз и/или включений, тем теснее они примыкают друг к другу.

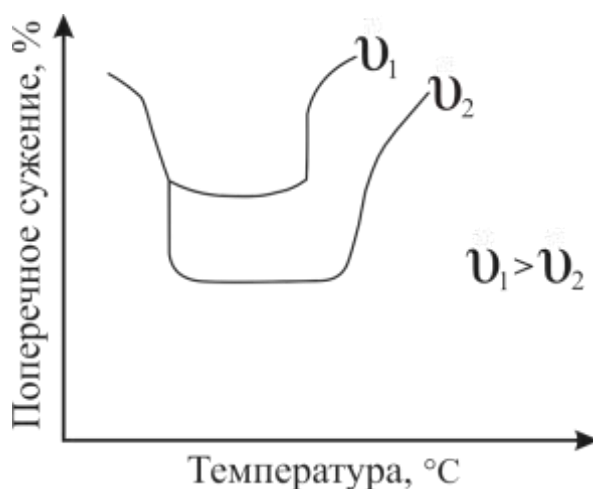


Рисунок 1.2 – Влияние увеличенной скорости деформации на провал горячей пластичности

Авторы работы [94] определяли пластичность низко- и среднеуглеродистых сталей методом растяжения гладких цилиндрических образцов диаметром $d_0 = 8 \pm 0,4$ мм и длиной рабочей части $26 \pm 0,2$ мм. Образцы испытывали при температурах 900 – 1250 °C со скоростью деформации $\dot{\xi} = 1 \text{ с}^{-1}$. В качестве меры пластичности использовали степень деформации сдвига Λ_p , накопленную металлом к моменту разрушения. По полученным результатам исследования

высокотемпературной пластичности были построены графики. Для низкоуглеродистых сталей максимальный уровень пластичности при температурах 1150 – 1250 °С. Для среднеуглеродистых сталей характерно плавное снижение уровня пластичности начиная с температур 1100 – 1150 °С. Максимальный уровень пластичности, этих сталей также имеет место в интервале 1150 – 1250 °С. Помимо этого авторы дают рекомендацию по максимально допустимой температуре прокатки – 1130 – 1140 °С, а температура, на которую следует ориентироваться при нагреве слитков, равна 1170 – 1180 °С.

Авторы работы [95, 96] проводили испытания на кручение совместно с растяжением (сжатием) при комнатной температуре с угловой скоростью активного захвата 1,5 и 0,15 об/мин. В качестве объектов исследования использовали образцы, изготовленные из среднеуглеродистых сталей в виде прутков диаметром 18 мм. Образец разрушался примерно через 80 секунд с начальной стадии образования шейки. Было установлено влияние отношения осевой и угловой скоростей деформирования образца при испытании кручением, совместным с растяжением (сжатием), на показатели напряженного состояния. Уменьшение этого отношения приводит к снижению показателей напряженного состояния образца [97, 98].

Авторами работ [99 – 101] изучалось влияние пластической деформации аустенита на кинетику его распада и морфологию образующейся фазы в стали эвтектоидного состава. Образцы цилиндрической формы диаметром 8 мм из стали марки 85 (0,84 % С; 0,24 % Si; 0,59 % Mn) подвергались следующей обработке: нагрев до 1050 °С и выдержка 1 час; охлаждение до температуры деформации 650, 700, 750, 800, 850, 900 °С; кручение со скоростью 0,2 с⁻¹ до степени относительной деформации 0,1 – 2,6; охлаждение до температуры изотермической выдержки (690, 650, 610 °С); изотермическая выдержка и закалка в воде. Деформация при кручении оказалась распределена неоднородно по сечению образца и убывала от поверхности к оси, поэтому структурные изменения, связанные с увеличением расстояния от поверхности, отражают влияние деформации

ции на особенности превращения [99]. Под обезуглероженным слоем с ферритной сеткой располагается зона интенсивной деформации, в структуре которой наряду с перлитными колониями первого поколения, окаймляющими бывшие аустенитные границы, можно выявить уже подросшие зерна второго поколения. Деформация приводит к измельчению аустенитного зерна и оказывает существенное влияние на размеры колоний перлита [99, 101]. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению размера колоний, причем, этот эффект усиливается при снижении температуры деформации.

Авторы работ [102 – 105] рассматривают пластическую деформацию на различных масштабных уровнях, где выделены:

- микроскопический уровень, включающий атомный ($l_a \sim a$) и дислокационный ($l_d \sim 30 - 300 a$) уровни, где a – межатомное расстояние в кристаллической решетке металла;
- мезоскопический уровень с размерами $l_m \sim 0,1 - 3$ мкм;
- структурный уровень $l_{st} \sim 3 \cdot 10^{-7} - 10^{-3}$ м, который охватывает интервал исходных структур – выделений фаз, размеров зерен и их комплексов;
- макроуровень $l_m \sim 10^{-5} - 10^{-2}$ м, на котором возможны усреднения по основным неоднородностям и, следовательно, описание классическими методами упруго-пластической среды.

Процесс пластической деформации сталей со структурой перлита можно охарактеризовать как деформацию нанокомпозита с тонкими пластинами цементита и феррита. По этой причине имеет смысл рассматривать данный структурный уровень (ферритная матрица и пластины цементита) и считать его применительно к процессу деформации на микроуровне, а все явления, связанные с характером течения металла, рассматривать на макроуровне. При этом явления на мезоскопическом, дислокационном и атомном уровнях усредняются по неоднородностям [106, 107].

Характер эволюции микроструктуры будет зависеть от характера изменения напряженно-деформированного состояния (НДС) на макроуровне, поэтому

можно говорить о взаимосвязи уровней пластической деформации. На основании исследований в очаге можно выделить три основные зоны:

- центральные слои в осевом сечении, которые находятся под действием в основном растягивающих напряжений;
- от центра к периферии зону «проникновения пластической деформации» под действием сжимающих напряжений;
- тонкий приповерхностный слой, образованный под действием преимущественно деформации сдвига [108].

Во всех перечисленных выше зонах очага деформация сдвига локализуется в ферритной матрице.

Выбор рациональных режимов пластической деформации для получения металлопродукции заданных размеров с требуемым комплексом механических и эксплуатационных свойств зависит от реологических свойств обрабатываемого металла: пластичности и сопротивления пластическому деформированию. В качестве основного параметра, определяющего режимы пластической деформации, следует выбрать показатель пластичности при горячей обработке давлением (800 – 1200 °С).

В работе [109] был оценен запас пластичности металла относительно числа оборотов до разрушения (n) цилиндрических образцов при пяти различных температурах испытаний: 800, 900, 1000, 1100 и 1200 °С. Показатель n для образцов с одинаковыми исходными размерами пропорционален величине предельной пластичности металла. Авторы классифицировали выборку из 80 исследованных сталей на семь достаточно однородных групп. Кроме того, выделены 10 отдельных сталей, пластические характеристики каждой из которых значительно отличаются от характеристик сталей из основных групп.

Стали группы А (химический состав ($min - max$): C = 0,46 – 0,95; Mn = 0,35 – 0,65; Si = 0,21 – 0,33; Cr = 0,27; Ni = 0,12; Cu = 0,18) характеризуются максимальным среди всех сопоставляемых составов абсолютным уровнем показателя пластических свойств при температурах, близких к 1200 °С, а при

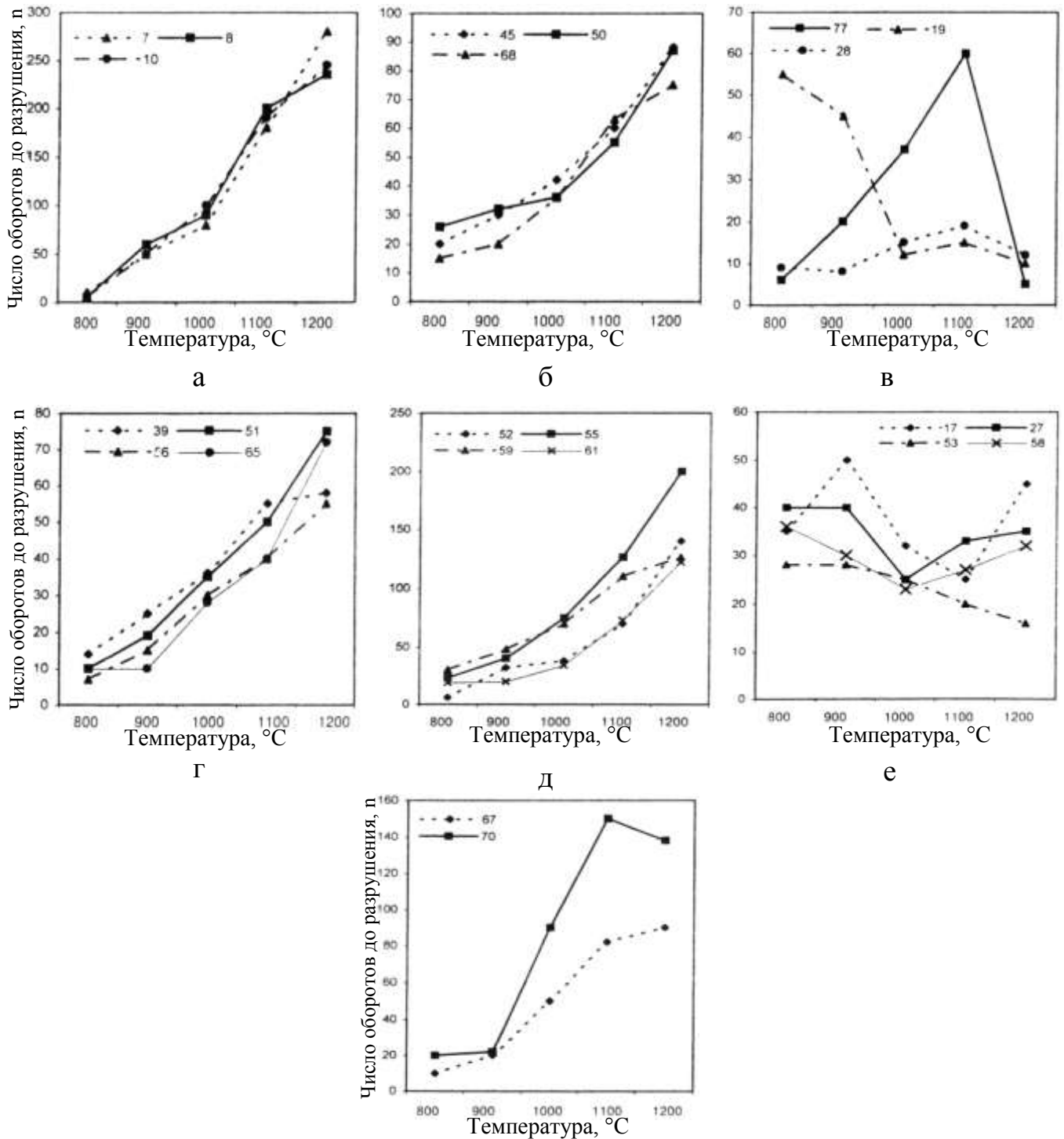
температуре 800 °С все стали этой группы имеют минимальную пластичность (рисунок 1.3, а).

Стали группы Б ($C = 0,17 - 0,93$; $Mn = 0,38 - 0,63$; $Si = 0,29 - 1,40$; $Cr = 0,25$; $Ni = 0,12$; $Cu = 0,20$; $Mo = 0,39$; $V = 0,20$; $Ti = 0,05$; $W = 1,67$) имеют довольно низкие и малоизменяющиеся в диапазоне температур 800 – 1000 °С пластические характеристики, и средний их уровень при более высоких температурах 1100 – 1200 °С (рисунок 1.3, б).

Анализ пластических свойств, зафиксированных при механических испытаниях образцов из сталей группы В ($C = 0,02 - 2,16$; $Mn = 0,04 - 1,97$; $Si = 2,08$; $Cr = 0,06 - 26,70$; $Ni = 0,07 - 35,20$; $Cu = 0,24$; $Mo = 9,90$; $Al = 0,13$; $V = 2,0$; $Ti = 1,03$; $W = 6,35$), выявил минимальный уровень показателей почти при всех температурах испытаний. При этом отмечена неоднозначная динамика значений n с ростом температуры. Полученные результаты означают, что для сталей группы В требуются наиболее сложные условия деформирования среди всех сравниваемых групп (рисунок 1.3, в).

Особенностью сталей, отнесенных к группе Г ($C = 0,10 - 1,15$; $Mn = 0,47 - 13,30$; $Si = 0,22 - 1,31$; $Cr = 2,43$; $Ni = 3,59$; $Cu = 0,18$; $Mo = 0,50$; $Al = 0,9$; $V = 0,30$; $W = 61,73$), является наличие монотонного и близкого к линейному роста показателя n от малых значений ($n = 7 - 14$) при 800 °С до величин среднего уровня ($n = 55 - 75$) при 1200 °С (рисунок 1.3, г).

У сталей группы Д ($C = 0,10 - 0,42$; $Mn = 0,41 - 1,76$; $Si = 0,30 - 1,16$; $Cr = 2,82$; $Ni = 4,25$; $Cu = 0,18$; $Mo = 0,12$; $V = 0,25$) зависимость показателя n от температуры имеет почти такой же характер, как и у сталей группы А. Однако, при температуре 800 °С показатель n имеет более высокий абсолютный уровень, а с ростом температуры демонстрирует менее значимое приращение способности металла к пластическому деформированию (рисунок 1.3, д).



а – стали 65 и 80; б – стали марок 65С2ВА и 60С2ХА; в – стали марок 35Х18Н24С2Л, ХН35ВТ, 15Х18Н22В6М2РЛ; г – стали марок 110Г13Л, 130Г14ХМФАЛ, сталь 10; д – стали марок 20Х2Н4А, 40Г2, 25Г2С; е – стали марок 10Х13СЮ и 25Х13Н2; ж – стали марок ХВГ, Х, сталь 58

Рисунок 1.3 – Характер зависимости показателя n от температуры горячей деформации для условно поделенных по поведению показателя пластичности групп

Для сталей группы Е ($C = 0,05 - 0,35$; $Mn = 0,06 - 0,72$; $Si = 0,56 - 3,94$; $Cr = 15,5$; $Ni = 0,18$; $Cu = 0,17$; $Mo = 1,5$; $V = 0,51$) значение показателя n не меняется или преимущественно снижается с ростом температуры. При температуре испытания $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ значения n фиксировались в диапазоне $10 - 40$ оборотов, а при температуре $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ – в диапазоне $16 - 45$ оборотов до разрушения образцов (рисунок 1.3, е).

Результаты испытаний образцов из сталей, объединенных в группу Ж ($C = 0,76 - 1,04$; $Mn = 0,19 - 0,32$; $Si = 0,27 - 0,34$; $Cr = 1,60$; $Ni = 0,14$; $Cu = 0,15$; $Mo = 0,19$; $W = 1,48$), позволяет сделать вывод, что повышение температуры от 800 до 1100 положительно влияет на показатель пластических свойств, но при дальнейшем росте температуры до $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ он может снижаться (рисунок 1.3, ж). Зависимость показателя n от температуры для сталей группы Ж близка по характеру поведения к сталям групп Б, В и Г, однако, несколько отличается градиентом значений при изменении температуры.

Данный метод может быть существенно расширен за счет привлечения к классифицированию не только зависимости показателя предельной пластичности от температуры деформации, но и от других технологических факторов.

Авторы [110] исследовали пластичность металла в радиальном направлении. Из проб колесобандажной стали (химический состав, %: $0,62\text{ }C$; $0,72\text{ }Mn$; $0,34\text{ }Si$; $0,016\text{ }P$; $0,016\text{ }S$; $0,03\text{ }Cr$; $0,01\text{ }Cu$; $0,04\text{ }Ni$; $0,01\text{ }Ti$; $0,01\text{ }Al$) были изготовлены цилиндрические образцы: гладкие (тип I) и с концентратором напряжений (тип II). Средний показатель напряженного состояния (σ/T_{cp}) в течение всего процесса был принят равным $0,72$ и $1,2$ соответственно. Образцы нагревались в электропечи до температуры $900 - 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, скорость деформации была постоянной – 4 с^{-1} для типа I и 9 с^{-1} для типа II. За меру пластичности принималась степень деформации сдвига.

С увеличением температуры испытания показатель пластичности образцов обоих типов в радиальном направлении возрастал, причем, более интенсивно при мягких схемах напряженного состояния:

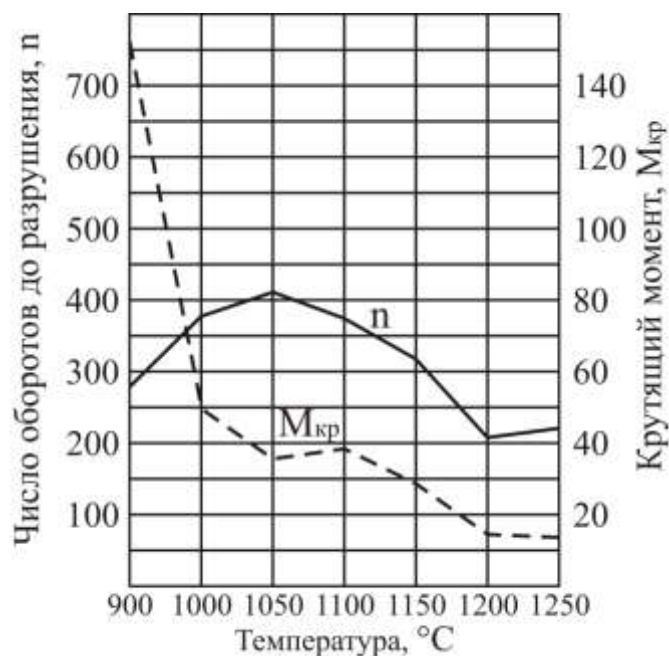
- при температуре 900 °C: I – 5,28; II – 3,4;
- при температуре 1100 °C: I – 5,63; II – 4,09;
- при температуре 1300 °C: I – 8,57; II – 4,7.

Таким образом, непрерывно-литая заготовка при 1300 °C более пластична, чем разлитый в изложницу [111] слиток: степень деформации сдвига образцов металла из осевой части составляет всего 3,1.

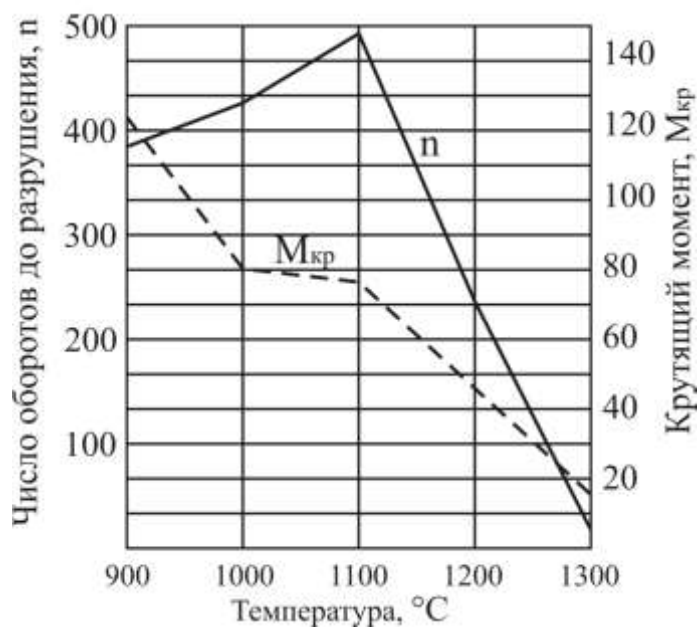
В работе [112] авторами проводились испытания на кручение проволоки из нескольких марок сталей диаметром 6 мм при температуре 900 – 1300 °C с интервалом через каждые 100 °C, выдержка при температуре испытаний – 20 мин. Образцы стали марки У7 имели следующий химический состав: С – 0,73 %; Si – 0,27 %; Mn – 0,25 %; S – 0,028 %; P – 0,015 %; Ni – 0,25 %, Cr – 0,16 %. При испытаниях на скручивание до температуры 1100 °C число оборотов до разрушения растет, при дальнейшем повышении температуры до 1250 °C количество оборотов до разрушения постепенно снижается, но также остается высоким (рисунок 1.4, а). Тем же испытаниям подвергались образцы из стали марки У12А, имеющие следующий химический состав: С – 1,16 %; Si – 0,26 %; Mn – 0,020 %; S – 0,020 %; P – 0,010 %; Ni – 0,19 %. При испытаниях на высокотемпературное кручение число оборотов до разрушения постепенно возрастает до температуры 1100 °C, при 1200 °C резко падает (рисунок 1.4, б).

Авторами статьи [113] были проведены испытания на высокотемпературную пластичность сталей, микролегированной ниобием. Образцы нагревались до температуры 1420 °C, со скоростью 10 °C/с и выдерживались при этой температуре в течение 20 секунд, далее производилось подстуживание до температур испытаний (700 – 1200 °C, через каждые 100 °C), после чего непосредственно само растяжение до разрыва образца. На графиках, построенных после эксперимента, наблюдался рост пластичности до 800 °C, затем незначительное снижение при температуре 900 °C, после чего значения опять возрастали до температуры 1000 °C, в которой и находился максимум. Авторы называют это падение пластичности – горячий хрупкий диапазон (*«hot brittle range»*) [114].

После изучения микроструктур испытанных образцов, авторы [113, 114] предполагают, что данное падение возникает: во-первых, формирование карбонитридов легирующих элементов, а именно ниобия, состава $Me(CN)$, во-вторых осаждением этих карбонитридов в ферритную пластину.



а



б

а – образцы из стали марки У7; б – образцы из стали марки У12А

Рисунок 1.4 – Число оборотов до разрушения при различной температуре испытаний

Аналогичные испытания проводили авторы [115 – 119], в которых показано, что ванадий оказывает такое же влияние на горячую пластичность стали, что и ниобий. Влияние данного элемента исследователи всегда связывают с наличием в стали азота.

В статье [115] авторы утверждают, что при наличии азота в стали более 0,005% ванадий в количестве до 0,1% практически не влияет на изменение участка провала пластичности на диаграмме. При большем содержании азота влияние ванадия становится более заметным, участок провала на диаграмме становится шире и глубже.

Для стали, содержащей 0,1% V и 0,01% N, высокотемпературная пластичность выше, чем для сталей, содержащих 0,028% Nb, так как ванадий образует меньшее количество соединений с азотом, чем ниобий. Причем частицы VN крупнее, чем частицы NbCN, что менее вредно для высокотемпературных пластических свойств стали.

1.4 Выводы и постановка задач исследования

Анализ состояния проблемы высокотемпературной пластичности рельсовой электростали и влияния неметаллических включений на процессы термомеханической обработки свидетельствует об интенсивной работе учёных в направлении изучения пластической деформации при высоких температурах и факторов, влияющих на этот процесс.

На основании анализа специальной технической литературы установлено, что высокотемпературная пластичность изучается для большой группы сталей и сплавов, основными показателями которой служат скорость и время нагрева, напрямую оказывающих влияние на значения степени деформации сдвига. Однако, в большинстве случаев испытания проведены для мартеновской стали, разлитой в изложницы. В то же время хорошо известно, что пластичность является свойством весьма чувствительным не только к химическому составу, температуре, скорости деформации и напряженному состоянию, но и параметрам

структуры и некоторым характеристикам (например, виду, фазовому составу, форме неметаллических включений), которые определяются технологией выплавки, внепечной обработки, раскисления, разливки и т.п.

В настоящее время изучение макроструктуры рельсовой электростали проводится на образцах, вырезанных из непрерывно-литой заготовки хаотичным образом, либо только из центральной зоны.

Проведенный анализ литературных данных состояния проблемы свидетельствует об отсутствии информации влияния температуры, времени выдержки, показателя пластичности (степень деформации сдвига), типов неметаллических включений рельсовых электросталей позволяют сформулировать следующие задачи исследования.

Задачи исследования:

1. Определение интервала температур максимальной пластичности рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ в различных зонах по сечению непрерывно-литых заготовок.
2. Исследование химического и фазового состава неметаллических включений в различных зонах по сечению непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.
3. Исследование и научное обоснование механизмов влияния структуры и неметаллических включений на высокотемпературную пластичность рельсовых сталей в различных зонах по сечению непрерывно-литых заготовок.
4. Определение рационального температурного режима нагрева непрерывно-литых заготовок и прокатки рельсов, обеспечивающего повышение показателей ударной вязкости сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.
5. Разработка рекомендаций по совершенствованию температурного режима нагрева непрерывно-литых заготовок в методической печи с шагающими балками и прокатки рельсов с целью максимального использования ресурса пластичности рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.

2 Исследование высокотемпературной пластичности зон кристаллизации непрерывно-литой заготовки рельсовых сталей

Особенностью процесса горячей пластической деформации является значительное формоизменение металла при больших скоростях и высоких температурах, от которых существенно зависит прочность и пластичность стали. Оценка влияния различных факторов и условий деформирования на структуру металлов необходима для назначения рациональных режимов прокатки [120, 121].

Для исследований использовали образцы из сталей марок Э76Ф, Э76ХФ и Э90ХАФ, выплавленные электродуговым способом, химический состав которых соответствует ГОСТ 51685 [122, 123] и представлены в таблице 2.1.

Для испытаний на высокотемпературное кручение образцы из вышеперечисленных сталей вырезали из разных зон по сечению слитка НЛЗ (рисунок 2.1). Выбор данного способа испытаний основывается на том, что в сравнении с другими видами механических испытаний представляется возможность дифференцировать разрушение металла, перед которым наблюдается максимум пластичности.

Образцы корковой зоны вырезали у края НЛЗ. Образцы из зоны столбчатых кристаллов вырезали на глубине 65...85 мм от края. Образцы центральной зоны вырезали на расстоянии 60...80 мм от центральной оси заготовки.

Объектом исследования были образцы (рисунок 2.2), вырезанные из трех зон (корковая, столбчатых кристаллов, центральная) непрерывно-литой заготовки рельсовой стали марок Э76Ф, Э76ХФ и Э90ХАФ, схема вырезки представлена на рисунке 2.3.

Образцы из стали марки Э76Ф нагревали до температур 950, 1050, 1150, 1250 °С и выдерживали в течение 5, 10 и 15 минут при этих температурах, затем производили кручение со скоростью, приближенной к скорости прокатки рельсобалочного производства, ~ 60 об/мин до излома. Сталь марок Э76ХФ и

Э90ХАФ нагревали в интервале от 900 через каждые 50 °С до 1200 °С, выдерживали в течение 10 минут.

Таблица 2.1 – Химический состав исследуемых сталей

Сталь	Массовая доля элементов, %								
	C	Si	Mn	V	Cr	N	Al	S	P
							не более		
Э76Ф	0,76	0,45	0,80	0,035	–	–	0,002	0,020	0,020
Э76ХФ	0,76	0,50	0,82	0,035	0,40	–	–	0,020	0,020
Э90ХАФ	0,86	0,50	0,82	0,075	0,30	0,012	0,003	0,020	0,020
Химический состав сталей по ГОСТ Р 51685-2013									
Э76Ф	0,71–0,82	0,25–0,60	0,75–1,25	0,03–0,15	не более 0,20	–	0,004	0,020	0,020
Э76ХФ	0,71–0,82	0,25–0,60	0,75–1,25	0,03–0,15	0,20–0,80	–	0,004	0,020	0,020
Э90ХАФ	0,83–0,95	0,25–0,60	0,75–1,25	0,08–0,15	0,20–0,60	0,010–0,020	0,004	0,020	0,020
допускаемые отклонения химического состава, не более									
	± 0,02	± 0,02	± 0,05	+ 0,02	± 0,002	± 0,005	+ 0,001	+ 0,005	+ 0,005

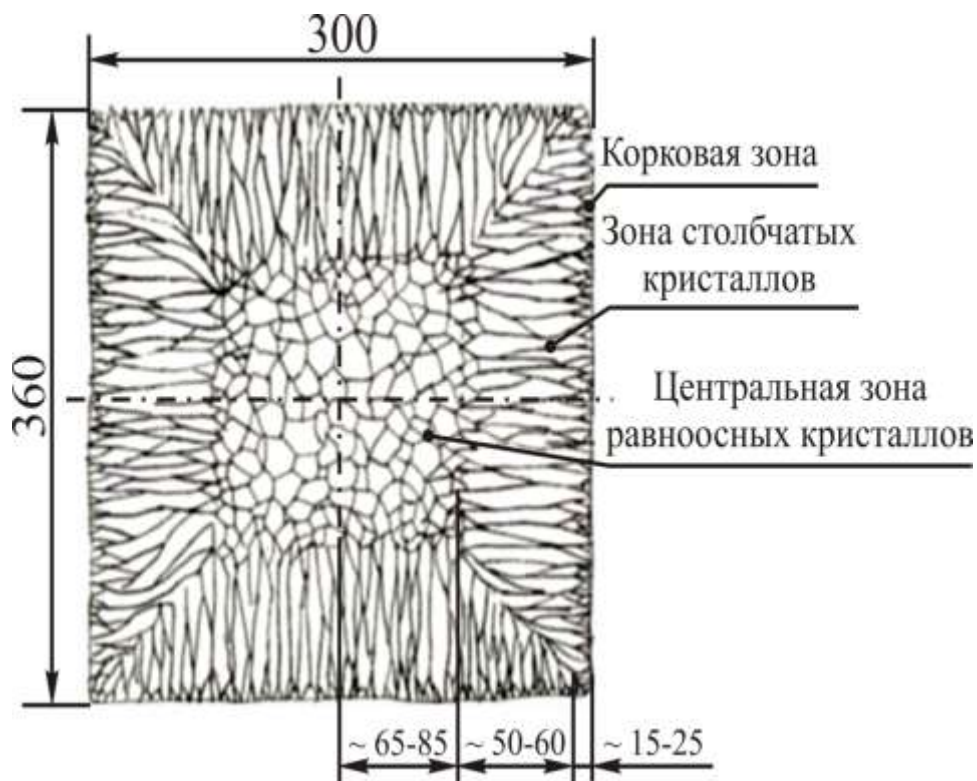
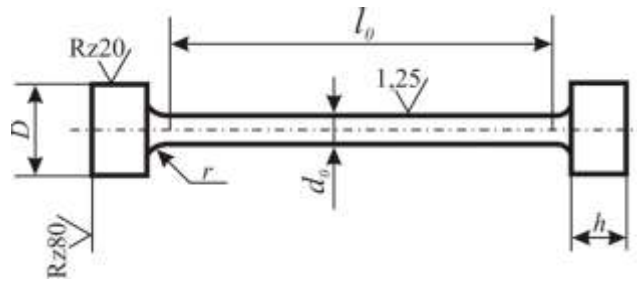


Рисунок 2.1 – Структура непрерывно-литой заготовки



$D = 12$ мм, $r = 2$ мм, $l_0 = 38 \dots 43$ мм, $d_0 = 6 \dots 6,2$ мм, $h = 10$ мм

Рисунок 2.2 – Образец для испытаний на высокотемпературное кручение

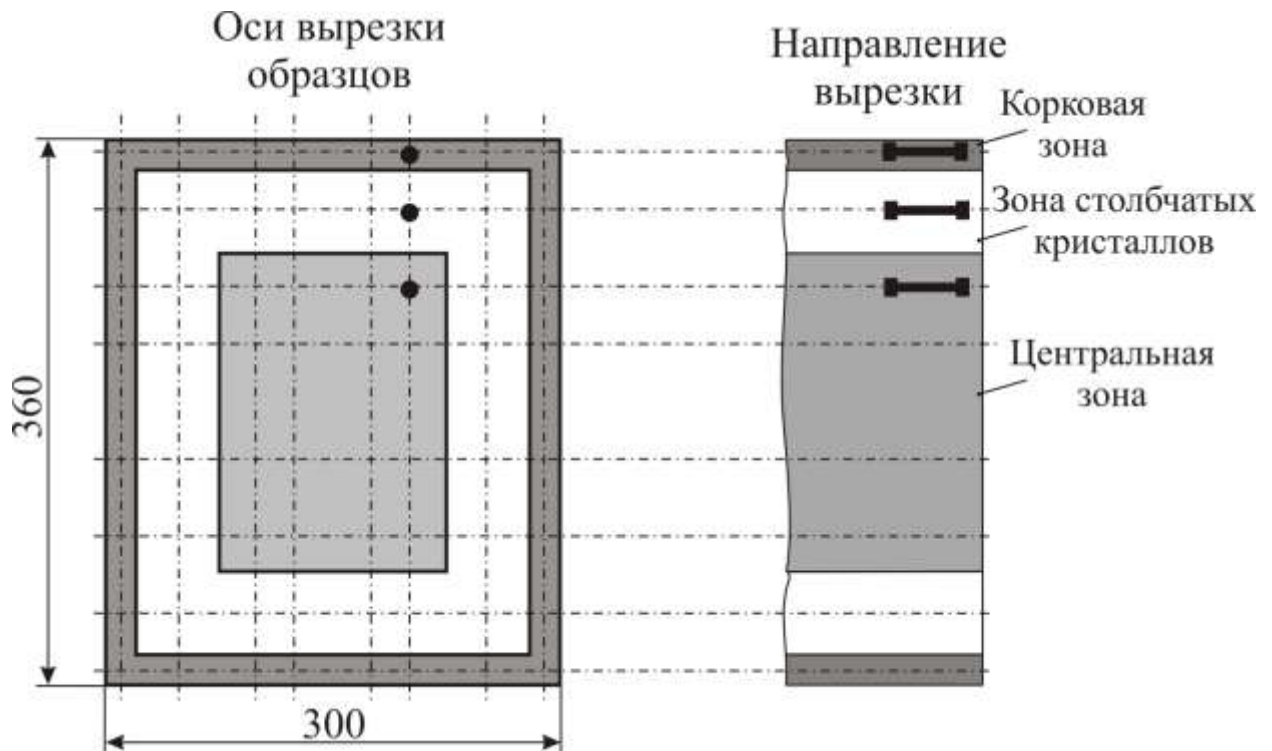


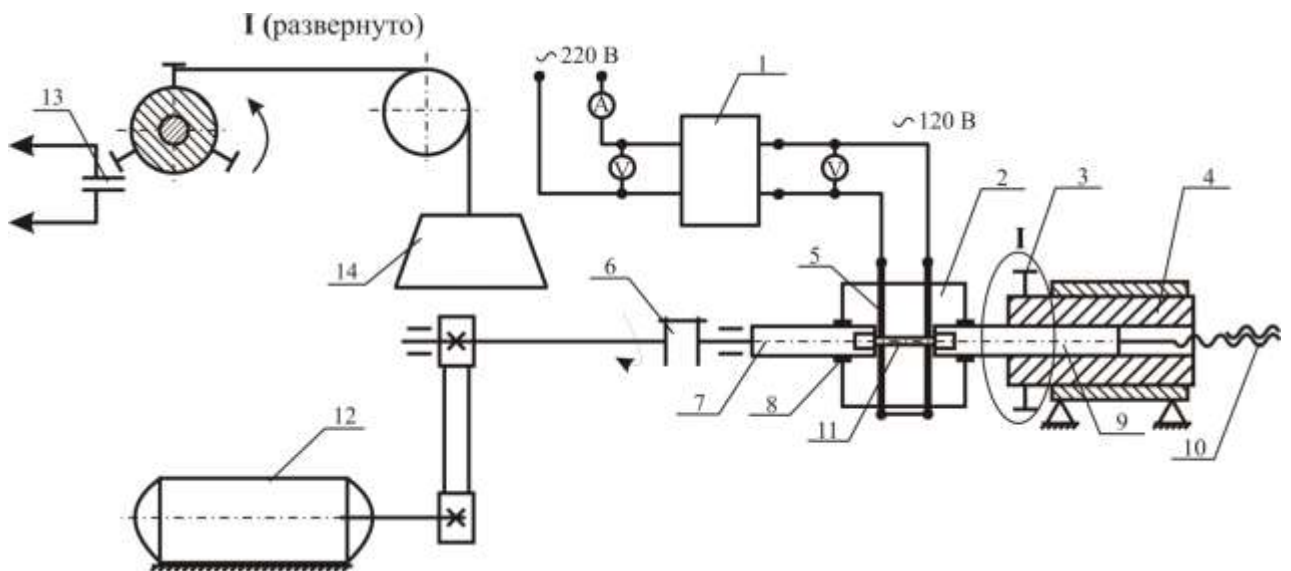
Рисунок 2.3 – Схема вырезки образцов из зон НЛЗ рельсовых сталей для испытаний на высокотемпературное кручение

Для оценки высокотемпературной пластичности использовалась установка, схема которой представлена на рисунке 2.4.

Работа на установке (рисунок 2.4) для исследования технологической (высокотемпературной) пластичности металлов и сплавов проводилась следующим образом: образец (11) устанавливался в пазы неподвижного (9) и вращающегося (7) валов, захваты которых находятся в печи сопротивления (2).

Печь предварительно разогревалась силовыми нагревателями (5), находящимися на поду и крышке, до температуры испытаний. После загрузки образцы выдерживались при исследуемых температурах. Электродвигателем (12) типа ПБСТ мощностью 2,3 кВт с тиристорным приводом ПТЗР приводился в движение вращающийся вал, скорость которого 60 об/мин. После излома образца (рисунок 2.5), с помощью груза (14), который привязан к фиксирующему винту неподвижного вала, размыкался контакт (13), останавливающий электродвигатель. Количество оборотов до излома образца измерялось на механическом фиксаторе (6). Контроль температуры осуществлялся термопарой ТХА с помощью прибора «ОВЕН» ТРМ 138-Р-ИП с разрешающей способностью 1 °С и пределом основной приведенной погрешности 0,25 %.

Исходя из двухстороннего нагрева в печи сопротивления и руководствуясь рекомендациям авторов [124], время выдержки выбиралось из расчета $(0,83 \div 2,5)$ минуты на 1 мм сечения, что соответствует реальным значениям выдержки НЛЗ в производственных условиях.



- 1 – трансформатор; 2 – печь; 3 – стопорный винт; 4 – корпус для неподвижного вала;
 5 – силовые нагреватели; 6 – фиксатор количества оборотов; 7 – вращающийся вал;
 8 – огнеупорное уплотнение; 9 – неподвижный вал;
 10 – винт-гайка; 11 – образец; 12 – электродвигатель;
 13 – размыкающий контакт; 14 – груз.

Рисунок 2.4 – Схема установки для исследования высокотемпературной пластичности металлов и сплавов



Рисунок 2.5 – Внешний вид образца после излома и охлаждения на воздухе

Полученное количество оборотов до излома переводилось в критерий пластичности (степень деформации сдвига) по формуле [92]:

$$\Lambda_p = \gamma = \frac{\pi d_0 Z}{l_0}, \quad (1)$$

где d_0 и l_0 – рабочий диаметр и рабочая длина образца, мм;

Z – количество оборотов до разрушения.

По формуле А.П. Чекмарева и З.Л. Риднера определялась средняя скорость деформации при кручении [92]:

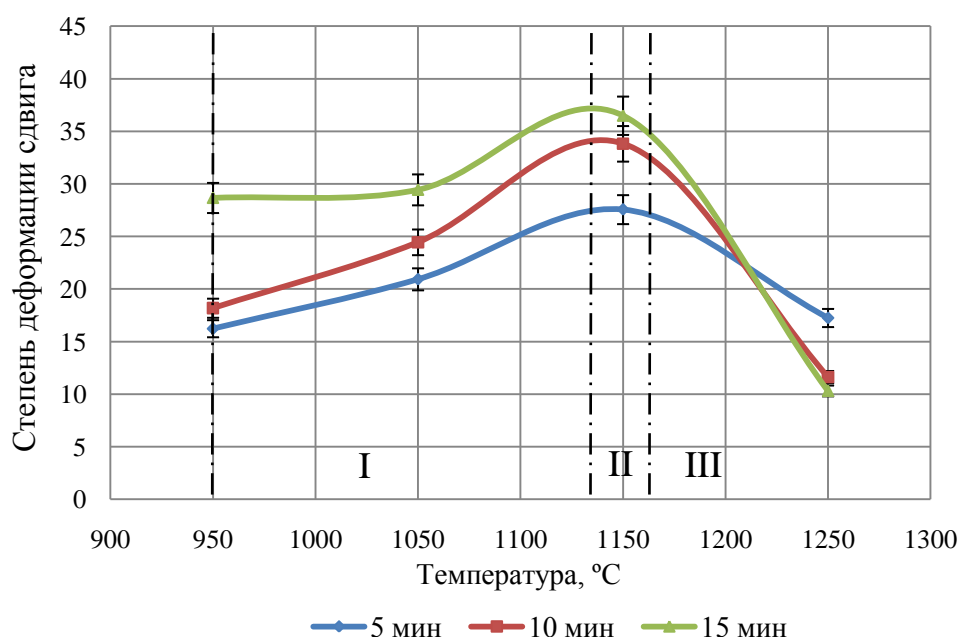
$$u = \frac{\pi d_0 N}{120 \sqrt{3} l_0}, \quad (2)$$

где N – скорость вращения активного захвата, об/мин

2.1 Высокотемпературная пластичность непрерывно-литой заготовки стали марки Э76Ф

Экспериментальные данные высокотемпературной пластичности корковой зоны НЛЗ стали марки Э76Ф представлены в таблице А.1, приложение А.

Полученные результаты при пересчете в показатель пластичности с учетом всех параметров образцов показали постепенное увеличение степени деформации сдвига (область I) до интервала температур 1150 ± 10 °С (область II) при всех временных выдержках. Дальнейшее повышение температуры испытаний приводит к снижению пластичности (область III). На рисунке 2.6 представлена зависимость степени деформации сдвига от температуры испытаний при разных выдержках [125 – 128].



I – область повышения Λ_p ; II – область максимума Λ_p ; III – область снижения Λ_p

Рисунок 2.6 – Степень деформации сдвига корковой зоны стали марки Э76Ф

Следует отметить, что максимальное показание пластичности выявлено при температуре 1150 ± 10 °C и выдержке 10 минут. Пятиминутная выдержка показала самые низкие значения, что характеризуется недостаточным прогревом стали под пластическую деформацию. В целом, следует отметить, что вы-

держка образцов в течение 15 минут показывает самые высокие значения пластичности при температурах 950 °С и 1050 °С, но при 1150 °С её значения ниже, чем при выдержке 10 минут. Из сказанного выше следует, что целесообразно выбрать время выдержки образцов для высокотемпературного кручения – 10 минут [129 – 131].

Результаты высокотемпературной пластичности зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76Ф представлены в таблице А.2, приложение А, согласно которой тенденция изменения критерия пластичности в зоне столбчатых кристаллов практически такая же при всех выдержках, как и в корковой зоне, т.е. происходит постепенное увеличение степени деформации сдвига (область I) до температуры 1150 ± 10 °С (область II). Дальнейшее повышение температуры испытаний приводит к резкому снижению пластичности (область III). На рисунке 2.7 представлена зависимость критерия пластичности от температуры нагрева образцов при времени выдержки 5, 10 и 15 минут.

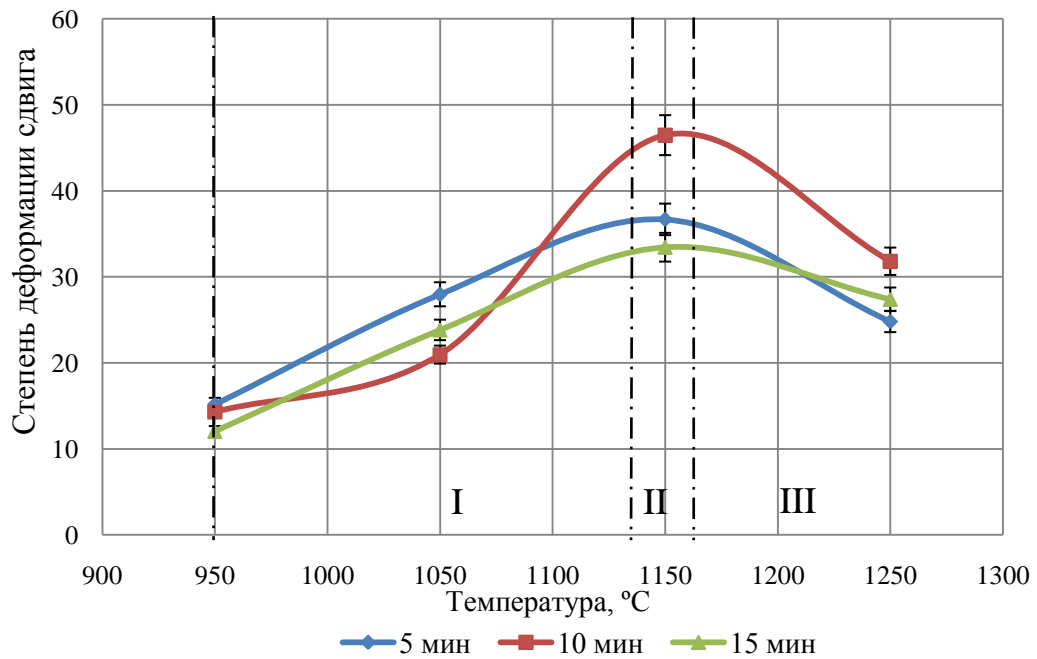
Высокотемпературная пластичность в зоне столбчатых кристаллов при выдержках 5 и 15 минут практически идентична, за исключением того, что при 15-ти минутах её значения несколько ниже. Максимальные показатели степени деформации сдвига наблюдаются при выдержке 10 минут и температуре испытаний 1150 °С, дальнейшее повышение температуры испытаний приводит к снижению пластичности (рисунок 2.7).

При изучении высокотемпературной пластичности центральной зоны НЛЗ стали марки Э76Ф были получены результаты, которые представлены в таблице А.3, приложение А.

Высокотемпературная пластичность в центральной зоне НЛЗ изменяется также, как и в двух предыдущих случаях, происходит постепенное увеличение степени деформации сдвига до температуры 1150 °С при всех выдержках. В дальнейшем повышение температуры испытаний приводит к снижению пластичности (рисунок 2.8).

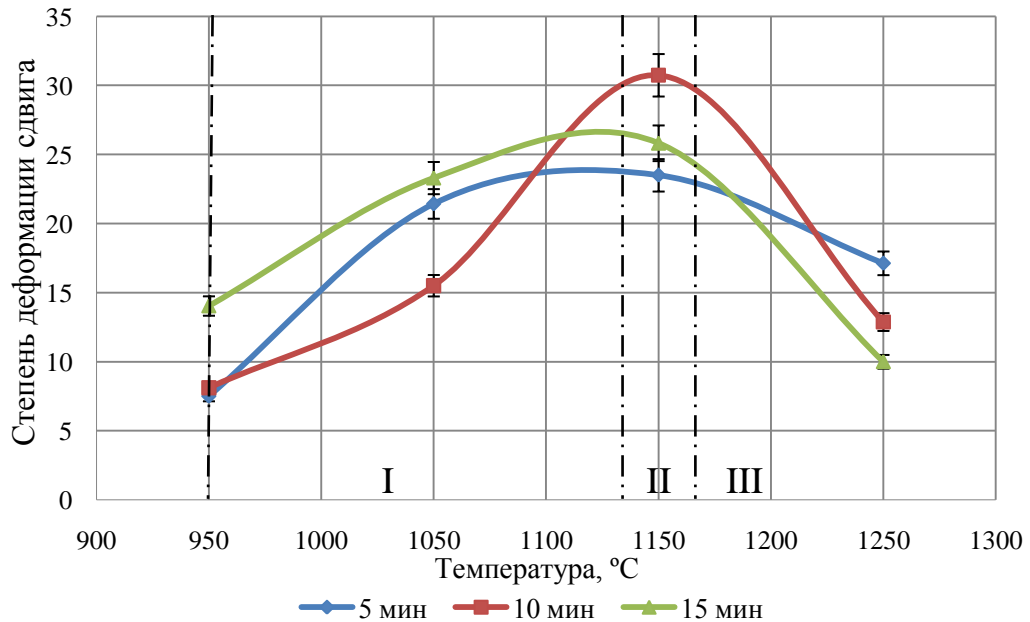
Максимальный показатель пластичности отмечен у стали при температуре 1150 °С и выдержке 10 минут. При выдержках 5 и 15 минут изменения пла-

стичности аналогичны её изменениям в корковой зоне НЛЗ [132].



I – область повышения Λ_p ; II – область максимума Λ_p ; III – область снижения Λ_p

Рисунок 2.7 – Степень деформации сдвига зоны столбчатых кристаллов стали марки Э76Ф



I – область повышения Λ_p ; II – область максимума Λ_p ; III – область снижения Λ_p

Рисунок 2.8 – Степень деформации сдвига центральной зоны стали марки Э76Ф

2.2 Высокотемпературная пластичность непрерывно-литой заготовки стали марки Э76ХФ

В связи с тем, что по результатам предыдущих исследований максимальная пластичность выявлена при температуре $1150 \pm 10^\circ\text{C}$ и выдержке образцов 10 минут, для стали Э76ХФ выбрана аналогичная выдержка. Следует отметить, что с увеличением степени легирования рельсовой стали зависимость критерия пластичности от температуры имеет более сложный характер, в связи с этим деление на условные области изменения пластичности является не целесообразным.

Результаты испытаний высокотемпературного кручения корковой зоны НЛЗ стали марки Э76ХФ представлены в таблице Б.1, приложение Б.

В результате эксперимента обнаружено, что при температуре 1050°C наблюдается снижение критерия пластичности, аналогичное падение наблюдается при исследованиях пластичности сталей при высоких температурах в работах Зуева М.И., Дзугутова М.Я., Бирзы В.В. [76, 109, 112]. В этой связи дополнительно были проведены испытания при температурах 1025 и 1075°C .

На рисунке 2.9 представлен график изменения степени деформации сдвига от температуры испытаний. В корковой зоне с увеличением температуры от 900°C до 1025°C критерий пластичности увеличивается, после чего происходит его снижение при температуре 1050°C . Максимальное значение степени деформации сдвига наблюдается при температуре 1100°C , дальнейшее увеличение температуры приводит к снижению критерия пластичности [133].

Для установления причин снижения пластичности от температуры 1050°C , была произведена закалка (произведена фиксация высокотемпературного состояния). Образцы нагревались до температуры 1050°C в печи сопротивления, выдерживались из расчета $(0,83 \div 2,5)$ минуты на 1 мм сечения, после чего производилась закалка, при температуре охлаждающей среды (вода) 5°C . Изучение структуры после закалки было произведено с помощью сканирующей

электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе *TESCAN MIRA 3 LMH* с автоэмиссионным катодом Шоттки.

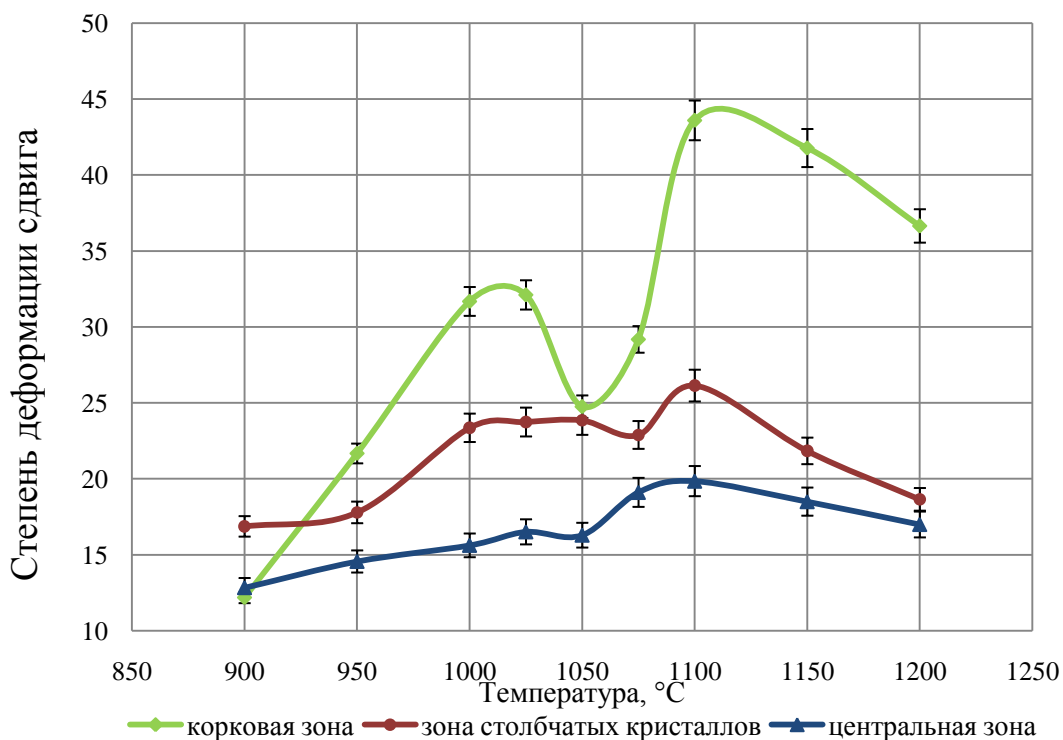


Рисунок 2.9 – Зависимость степени деформации сдвига от температуры зон по сечения НЛЗ стали марки Э76ХФ

На границах зерен стали были выявлены включения карбидов цементитного типа $(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})_3\text{C}$ (рисунок 2.10), химический состав которых подтверждается данными сканирующей электронной микроскопией (рисунок 2.11).

Рост высокотемпературной пластичности от 900 до 1025 °C происходит за счет большого количества плоскостей скольжения в ГЦК решетке аустенита. Дальнейшее снижение пластичности происходит из-за ещё не растворившегося полностью в аустените легированного цементита, расположенного по границам зерен, который препятствует росту степени деформации сдвига при температуре 1050 °C, поскольку имеет более высокую температуру растворения.

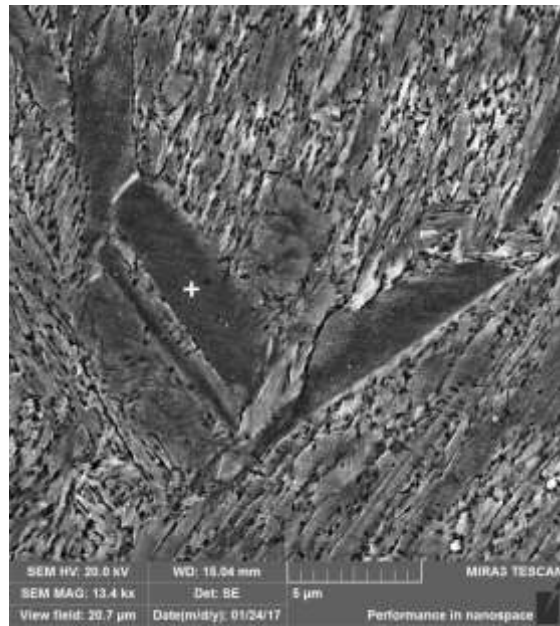


Рисунок 2.10 – Микроструктура стали марки Э76ХФ после закалки от 1050 °С

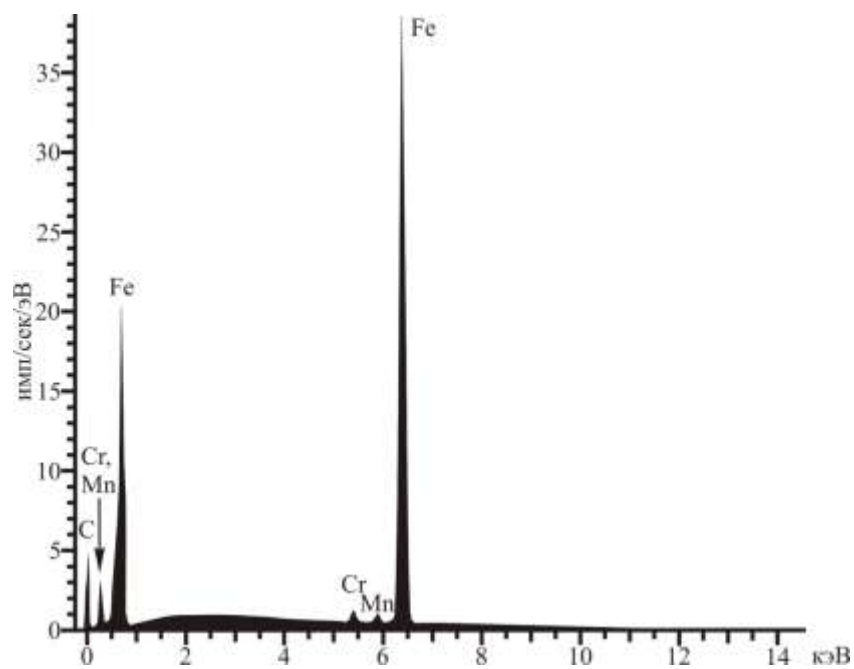


Рисунок 2.11 – Распределение элементов в карбидной фазе стали марки Э76ХФ после закалки от 1050 °С

Результаты, полученные при изучении высокотемпературной пластичности образцов, вырезанных из зоны столбчатых кристаллов НЛЗ рельсовой стали Э76ХФ, представлены в таблице Б.2, приложение Б и на рисунке 2.9.

На рисунке 2.9 видно постепенное увеличение степени деформации сдвига при повышении температуры испытаний от 900 °С до 1000 °С, после чего показатели пластичности остаются практически неизменными до температуры 1075 °С, а затем наблюдается повышение критерия пластичности с максимальным значением при 1100 °С.

Результаты высокотемпературного кручения, полученные на образцах центральной зоны НЛЗ из стали марки Э76ХФ, представлены в таблице Б.3, приложение Б и на рисунке 2.9.

Установлено (рисунок 2.9), что пластичность образцов из центральной зоны НЛЗ увеличивается до температуры 1025 °С, после чего практически не изменяется до 1050 °С, а затем происходит рост степени деформации сдвига с максимумом при 1100 °С.

Следует отметить, что максимальные показания пластичности стали марки Э76ХФ наблюдаются в корковой зоне, а минимальные в центральной зоне. Это можно объяснить с позиции разницы в величине зерна: в корковой зоне структура более мелкозернистая, чем в центральной. Наибольшие значения степени деформации сдвига во всех зонах НЛЗ отмечаются при температуре 1100 °С [126, 129, 130].

2.3 Высокотемпературная пластичность непрерывно-литой заготовки стали марки Э90ХАФ

По аналогии с предыдущими исследованиями при определении максимальных значений высокотемпературной пластичности для стали марки Э90ХАФ выбрана выдержка 10 минут.

Исследования высокотемпературной пластичности корковой зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ (таблица В.1, приложение В и рисунок 2.12) показали, что с увеличением температуры от 900 °С до 950 °С критерий пластичности увеличивается, после чего до температуры 1050 °С показатели практически не изменяются. Максимальное значение степени деформации сдвига наблюдается

при температуре 1100 ± 10 °С, дальнейшее увеличение температуры до 1150 °С приводит к снижению критерия пластичности. В интервале температур 1150 – 1200 °С пластичность практически остается неизменной [134].

Результаты, полученные при изучении высокотемпературной пластичности образцов, вырезанных из зоны столбчатых кристаллов НЛЗ рельсовой стали Э90ХАФ, представлены в таблице В.2, приложение В и на рисунке 2.12.

Рисунок 2.12 показывает, что высокотемпературная пластичность зоны столбчатых кристаллов плавно увеличивается до температуры 950 °С, затем показатели степени деформации сдвига практически не изменяются до температуры 1050 °С, начиная с данной температуры происходит увеличение показателей пластичности с максимумом при 1100 ± 10 °С, дальнейшее увеличение температуры снижает степень деформации сдвига.

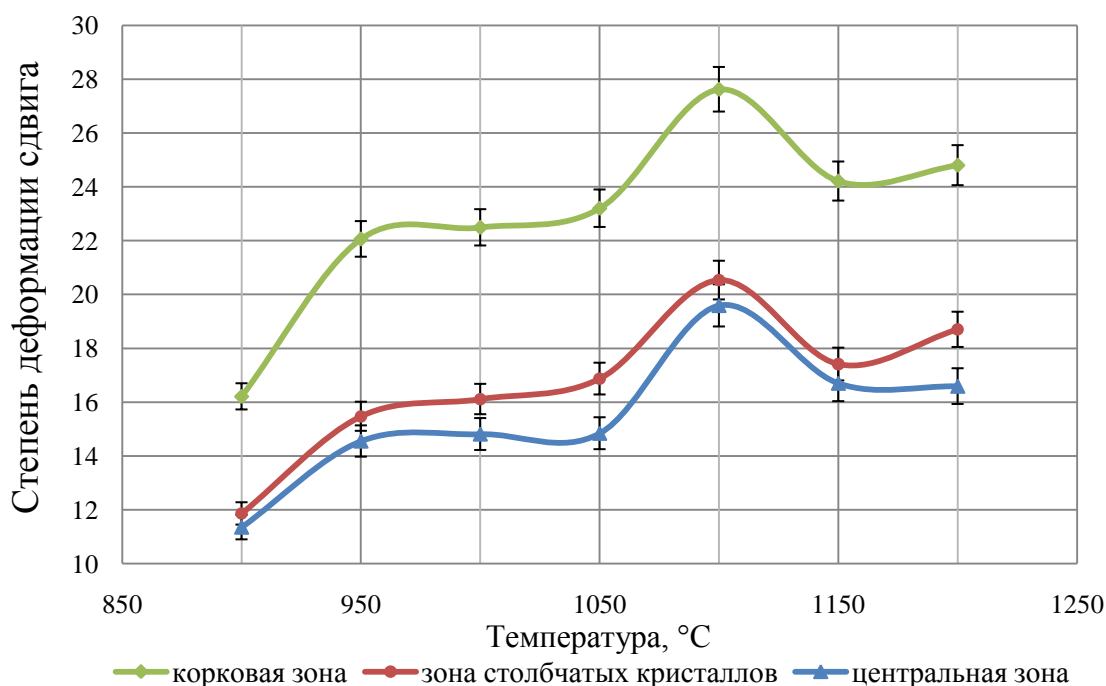


Рисунок 2.12 – Зависимость степени деформации сдвига от температуры испытаний на высокотемпературное кручение зоны по сечению НЛЗ стали марки Э90ХАФ

Результаты, полученные при исследовании центральной зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ на высокотемпературное кручение, представлены в таблице В.3 приложение В и на рисунке 2.12.

Кривая степени деформации сдвига центральной зоны аналогична кривой зоны столбчатых кристаллов, отличительной особенностью являются более низкие показатели (рисунок 2.12), связанные с повышенной пористостью и большим количеством неметаллических включений.

Следует отметить, что при изучении высокотемпературной пластичности образцов всех трех зон НЛЗ стали марки Э90ХАФ максимум пластичности наблюдаются в корковой зоне, а минимальные в центральной зоне. Наибольшие значения степени деформации сдвига во всех зонах НЛЗ отмечаются при температуре 1100 ± 10 °С.

Повышенное содержание углерода в данной стали по сравнению со сталью Э76ХФ и дополнительное микролегирование азотом, приводит к формированию карбонитридов, которые имеют более высокую температуру растворения в аустените, и, предположительно, смещению падения значений пластичности в область более высоких температур (1150 ± 20 °С) во всех зонах по сечению НЛЗ.

По результатам экспериментальных данных была определена количественная взаимосвязь между температурой деформации и степенью деформации сдвига при испытаниях образцов методом горячего кручения с использованием методики регрессионного анализа.

Уравнение прямой регрессии, выражающее взаимосвязь переменных имеет общий вид [135, 136]:

$$Y = a \cdot X + b, \quad (3)$$

где X и Y – независимая и зависимая переменные соответственно;

a и b – коэффициенты уравнения регрессии.

Коэффициенты уравнения регрессии определяются по формулам [135, 136]:

$$a = r_{XY} \cdot \frac{S_Y}{S_X}; a = \bar{Y} - a \cdot \bar{X} \quad (4)$$

где r_{XY} – парный коэффициент корреляции между переменными;

S_Y, S_X – средние квадратические отклонения переменных;

\bar{Y}, \bar{X} – средние арифметические значения переменных.

Парный коэффициент корреляции определяется из выражения [136]:

$$r_{XY} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{(X_i - \bar{X}) \cdot (Y_i - \bar{Y})}{S_X \cdot S_Y}; \quad (5)$$

где n – количество наблюдений в выборке.

При нелинейной взаимосвязи между переменными в зависимости от вида нелинейной функции используют различные методы расчета коэффициентов уравнения регрессии [136 – 139].

Для полинома второго порядка $Y = b + a_1 \cdot X + a_2 \cdot X^2$ расчет коэффициентов уравнения регрессии производится путем решения системы уравнений:

$$\begin{cases} \sum_{i=1}^n Y_i = n \cdot a + b \cdot \sum_{i=1}^n X_i + c \cdot \sum_{i=1}^n X_i^2 \\ \sum_{i=1}^n Y_i \cdot X_i = a \cdot \sum_{i=1}^n X_i + b \cdot \sum_{i=1}^n X_i^2 + c \cdot \sum_{i=1}^n X_i^3 \\ \sum_{i=1}^n Y_i \cdot X_i^2 = a \cdot \sum_{i=1}^n X_i^2 + b \cdot \sum_{i=1}^n X_i^3 + c \cdot \sum_{i=1}^n X_i^4 \end{cases} \quad (6)$$

Для решения приведенной системы уравнений используют метод Крамера, согласно которому:

$$a = \frac{\Delta a}{\Delta}; b = \frac{\Delta b}{\Delta}; c = \frac{\Delta c}{\Delta}, \quad (7)$$

где Δ – определитель системы;

$\Delta a, \Delta b, \Delta c$ – определители, полученные путем замены соответствующего столбца на столбец свободных членов.

Ниже представлены уравнения регрессии в натуральном масштабе, полученные при математической обработке экспериментальных данных.

Для корковой зоны стали марки Э76Ф:

– время выдержки 5 минут:

$$\Lambda_p = -0,0004 \cdot t^2 + 0,8352 \cdot t - 439,53, \quad R^2 = 0,774$$

– время выдержки 10 минут:

$$\Lambda_p = -0,0007 \cdot t^2 + 1,5442 \cdot t - 812,98, \quad R^2 = 0,767$$

– время выдержки 15 минут:

$$\Lambda_p = -0,0007 \cdot t^2 + 1,4342 \cdot t - 727,76, \quad R^2 = 0,792$$

Для зоны столбчатых кристаллов стали марки Э76Ф:

– время выдержки 5 минут:

$$\Lambda_p = -0,0006 \cdot t^2 + 1,3945 \cdot t - 753,8, \quad R^2 = 0,943$$

– время выдержки 1 минут:

$$\Lambda_p = -0,0005 \cdot t^2 + 1,2506 \cdot t - 695,74, \quad R^2 = 0,706$$

– время выдержки 15 минут:

$$\Lambda_p = -0,0004 \cdot t^2 + 1,0363 \cdot t - 570,81, \quad R^2 = 0,963$$

Для центральной зоны стали марки Э76Ф:

– время выдержки 5 минут:

$$\Lambda_p = -0,0005 \cdot t^2 + 1,1463 \cdot t - 623,73, \quad R^2 = 0,996$$

– время выдержки 10 минут:

$$\Lambda_p = -0,0006 \cdot t^2 + 1,4383 \cdot t - 771,57, \quad R^2 = 0,708$$

– время выдержки 15 минут:

$$\Lambda_p = -0,0006 \cdot t^2 + 1,3698 \cdot t - 721,98, \quad R^2 = 0,960$$

В корковой зоне стали марки Э76ХФ, за исключением участка, соответствующего температуре деформации $1025^\circ\text{C} < t < 1075^\circ\text{C}$, характер зависимости достаточно точно описывается уравнением:

$$\Lambda_p = -0,0004 \cdot t^2 + 0,9987 \cdot t - 535,04, \quad R^2 = 0,865$$

На участке, соответствующем температуре деформации в интервале $1025^\circ\text{C} < t < 1075^\circ\text{C}$, зависимость имеет вид:

$$\Lambda_p = 0,0094 \cdot t^2 - 19,866 \cdot t + 10485, \quad R^2 = 1,0$$

В зоне столбчатых кристаллов стали марки Э76ХФ:

$$\Lambda_p = -0,0003 \cdot t^2 + 0,6343 \cdot t - 314,84, \quad R^2 = 0,832$$

В центральной зоне стали марки Э76ХФ:

$$\Lambda_p = -0,0001 \cdot t^2 + 0,2625 \cdot t - 129,76, \quad R^2 = 0,813$$

Уравнение прямой регрессии для стали марки Э90ХАФ:

– корковая зона:

$$\Lambda_p = -0,0002 \cdot t^2 + 0,4059 \cdot t - 201,57, \quad R^2 = 0,839$$

– зона столбчатых кристаллов:

$$\Lambda_p = -0,0001 \cdot t^2 + 0,2666 \cdot t - 132,89, \quad R^2 = 0,829$$

– центральная зона

$$\Lambda_p = -0,0001 \cdot t^2 + 0,2463 \cdot t - 122,04, \quad R^2 = 0,734$$

2.4 Выводы

1. Экспериментально установлено, что снижение степени деформации сдвига происходит от края к центру НЛЗ во всех исследуемых марках стали (Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ), что можно связать с увеличением размера зерна и количества неметаллических включений.

2. Выявлено, что высокотемпературная пластичность у стали марки Э76Ф в интервале температур 950 – 1250 °С показали постепенное увеличение степени деформации сдвига до температуры 1150 °С, дальнейшее повышение температуры испытаний приводит к снижению пластичности. Максимальные значения пластичности во всех зонах НЛЗ установлены при температуре 1150 °С и выдержке 10 минут.

3. Экспериментально выявлено, что степень деформации сдвига во всех трех зонах НЛЗ стали марки Э76ХФ в интервале температур испытаний 900 – 1200 °С проходит через максимум при температуре 1100 °С: увеличение критерия пластичности от 900 °С и снижением его после 1100 °С.

4. В результате проведенных исследований высокотемпературной пластичности в интервале температур 900 – 1200 °С установлены максимальные значения степени деформации сдвига всех зон НЛЗ стали марки Э90ХАФ при температуре 1100 °С.

При сопоставлении значений высокотемпературной пластичности всех вышеперечисленных марок сталей установлено, что у стали марки Э90ХАФ показатели пластичности наиболее низкие, связанные с большим количеством легирующих элементов в данной стали, снижающих критерий высокотемпературной пластичности.

3 Исследование влияния структуры и неметаллических включений на высокотемпературную пластичность

Чистота рельсовой стали по неметаллическим включениям является одним из основных факторов, определяющих качество рельсов, их долговечность и склонность к образованию усталостных трещин. Образование контактно-усталостных дефектов, как правило, начинается от внутренних концентраторов напряжений в виде скоплений неметаллических включений [140, 141].

Полный анализ неметаллических включений состоит из определения их химического состава, структуры и количественной оценки загрязненности металла различными включениями. Определяют такие признаки включений, как форма, цвет, прозрачность, деформируемость, взаимодействие с определенными химическими реактивами и др. Сопоставляя данное включение с эталонами и используя классификационные таблицы, его идентифицируют [141].

В зависимости от химического состава сталь может содержать включения различных видов (оксиды, сульфиды, нитриды), различающиеся по размерам, форме и распределению. Металлографический метод наиболее удобен и во многих случаях позволяет достаточно надежно идентифицировать включения без использования других методов [125].

Все известные механизмы разрушения металлов и сплавов предполагают развитие предшествующей пластической деформации [76, 141, 142]. Влияние неметаллических включений на разрушение стали определяется изменениями, которые они могут внести в известные механизмы деформации и разрушения. Механические свойства стали существенно изменяются с повышением температуры и реагируют на все структурные изменения: рекристаллизацию, полиморфное превращение и рост зерен. Неметаллические включения способствуют локализации деформации независимо от механизма ее развития путем взаимодействия с движущимися в плоскостях дислокациями, тормозя миграцию границ зерен [141, 143, 144].

3.1 Исследование неметаллических включений в зонах непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей в исходном состоянии

Изучение неметаллических включений в рельсовых сталях производилось с помощью металлографического микроскопа ЛабоМет – И1 при увеличении в 100 крат в соответствии с ГОСТ 1778-70 [145].

В корковой зоне НЛЗ рельсовой стали марки Э76Ф было обнаружено небольшое количество нитридов алюминия (балл № 1) (рисунок 3.1) и оксиды точечные (балл № 1) (рисунок 3.2) [146 – 148].

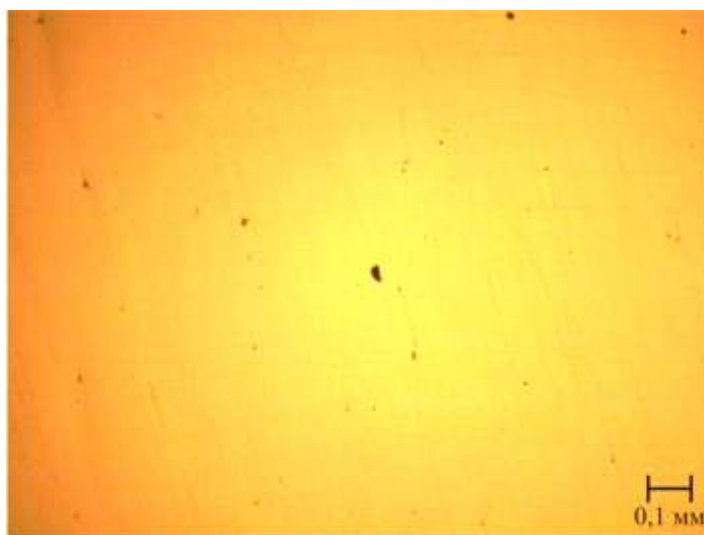


Рисунок 3.1 – Нитриды алюминия в корковой зоне НЛЗ стали марки Э76Ф

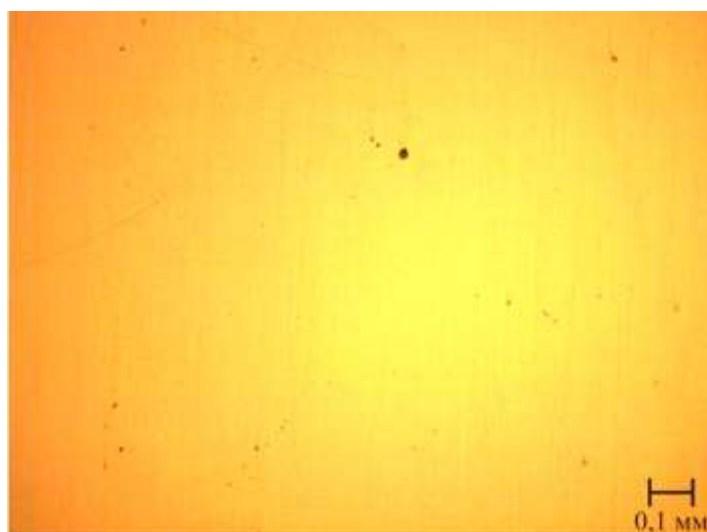
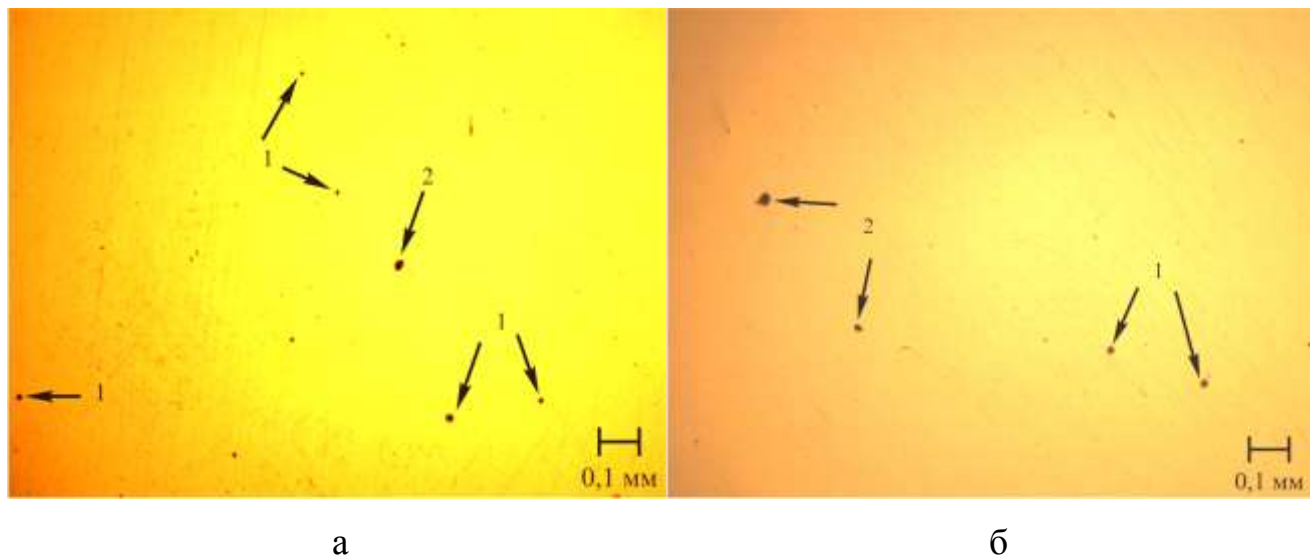


Рисунок 3.2 – Оксиды точечные в корковой зоне НЛЗ стали марки Э76Ф

В зоне столбчатых кристаллов наблюдалось присутствие оксидов точечных (балл № 1) (рисунок 3.3, а, б (1)) и незначительное количество силикатов недеформирующихся (балл № 1) (рисунок 3.3, а, б (2) и рисунок 3.4).



а – образец, вырезанный ближе к корковой зоне;

б – образец, вырезанный ближе к центральной зоне

Рисунок 3.3 – Оксиды точечные (1) и силикаты недеформирующиеся (2) в различных образцах зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76Ф

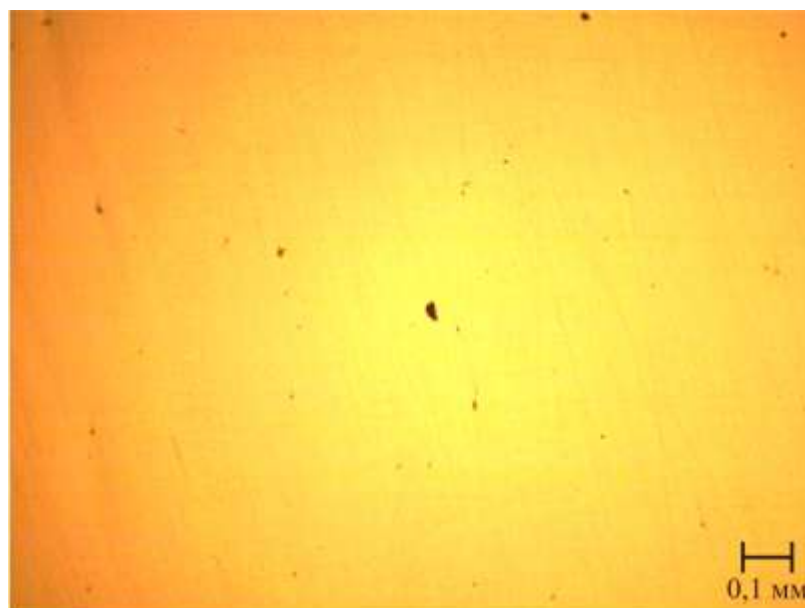
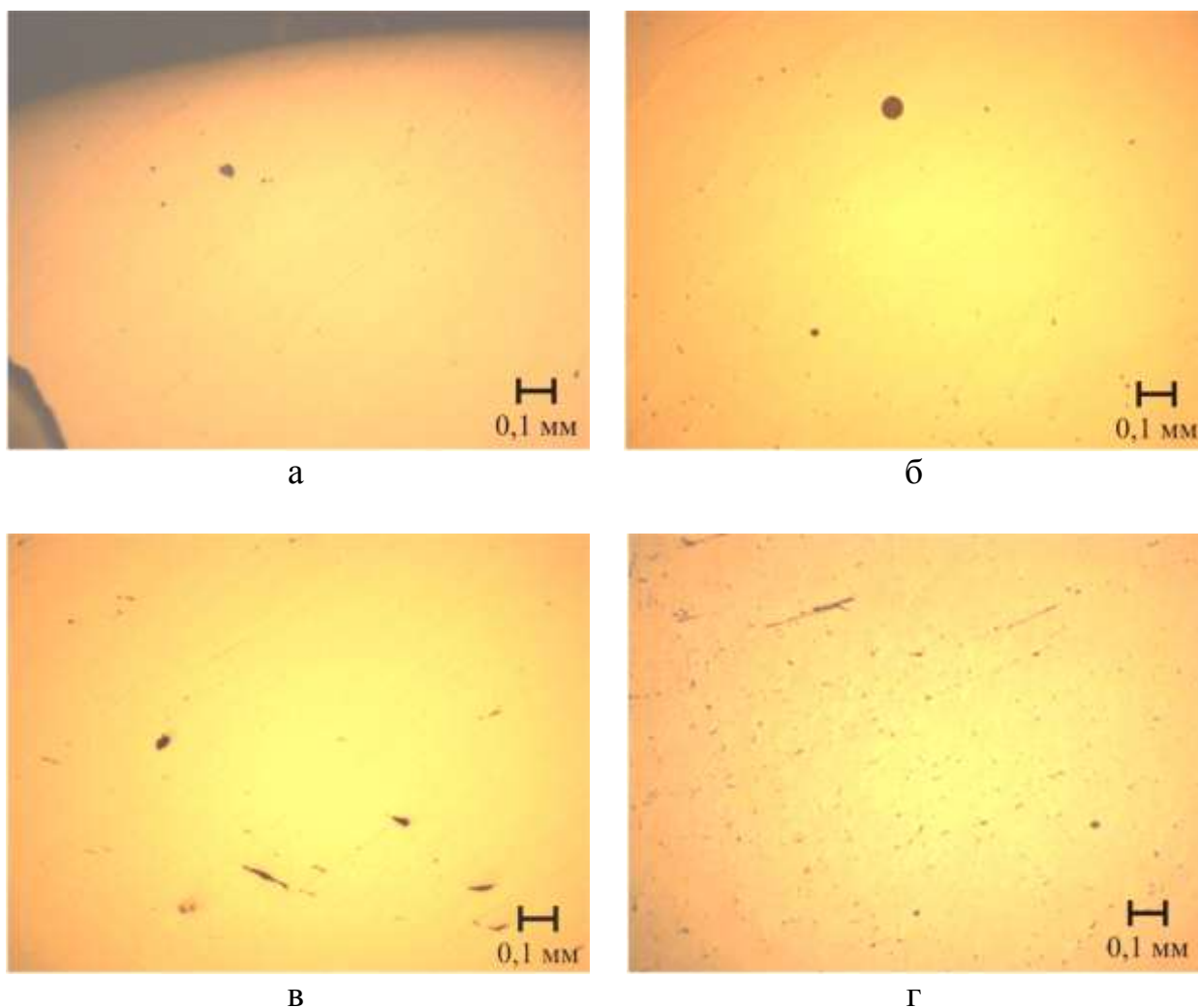


Рисунок 3.4 – Силикаты недеформирующиеся в зоне столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76Ф

Центральная зона НЛЗ рельсовой стали марки Э76Ф оказалась самой загрязненной по количеству и видам неметаллических включений. В данной зоне были выявлены силикаты недеформирующиеся (балл № 1, 4, 5) (рисунок 3.5, а), оксиды точечные (баллы № 2, 3, 5) (рисунок 3.5, б), сульфиды (балл № 1, 2, 4) (рисунок 3.5, в), силикаты хрупкие (балл № 3, 4) (рисунок 3.5, г) [149].



а – силикаты недеформирующиеся; б – оксиды точечные; в – сульфиды;
г – силикаты хрупкие

Рисунок 3.5 – Неметаллические включения центральной зоны НЛЗ
стали марки Э76Ф

В корковой зоне НЛЗ стали марки Э76ХФ наблюдается небольшое количество нитридов алюминия (балл 1 а) (рисунок 3.6) и оксидов точечных (балл 1 а) (рисунок 3.7).

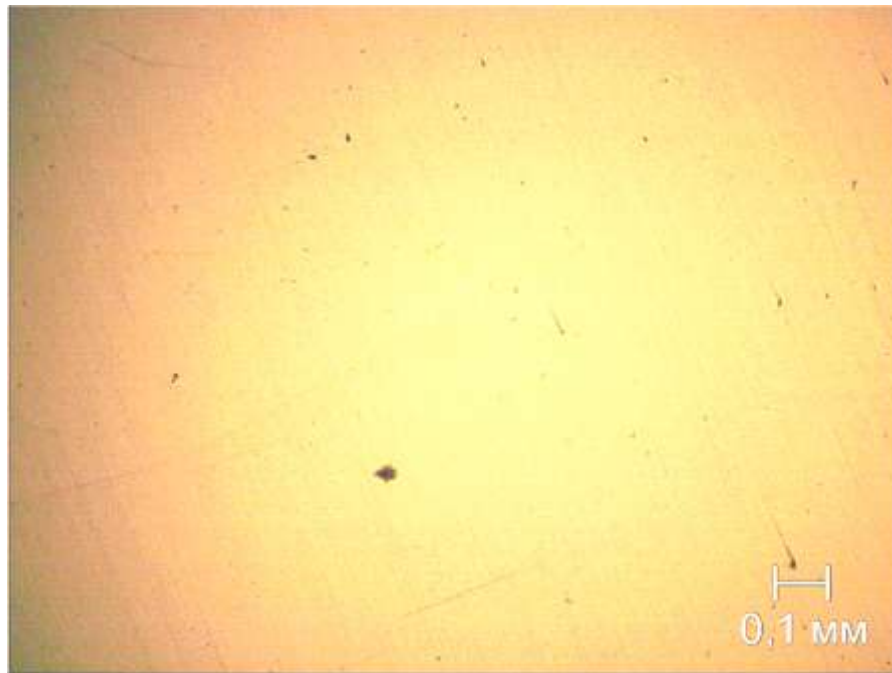


Рисунок 3.6 – Нитриды алюминия в корковой зоне НЛЗ стали марки Э76ХФ

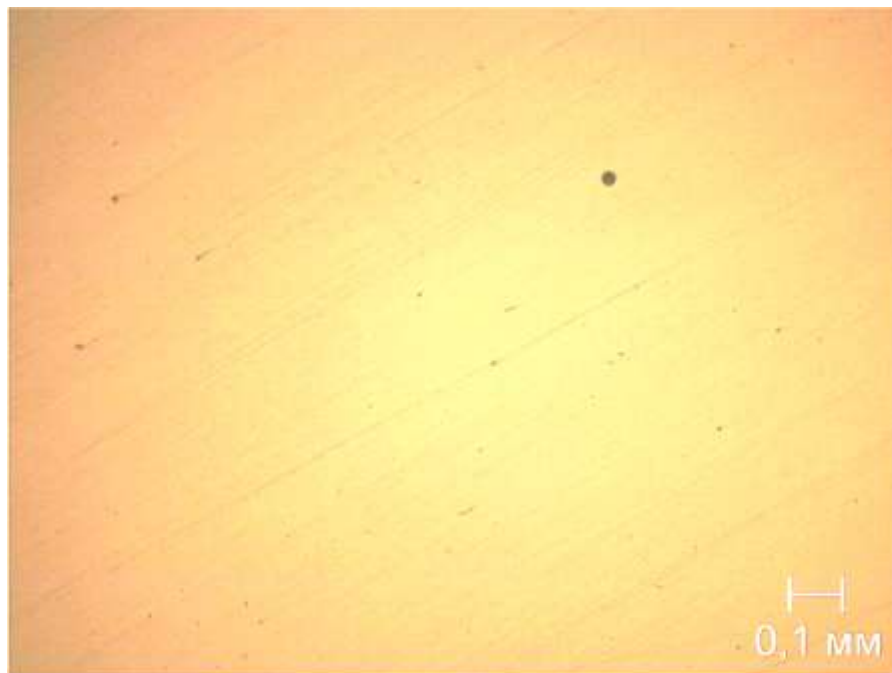


Рисунок 3.7 – Оксиды точечные в корковой зоне НЛЗ стали марки Э76ХФ

В образцах, вырезанных из зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76ХФ, отмечается наличие оксидов точечных (балл 1 а, 2 а, 3 а) (рисунок 3.8), силикатов недеформирующихся (балл 1 б) (рисунок 3.9), а также очень незначительное количество сульфидов (балл 1 а) (рисунок 3.10).

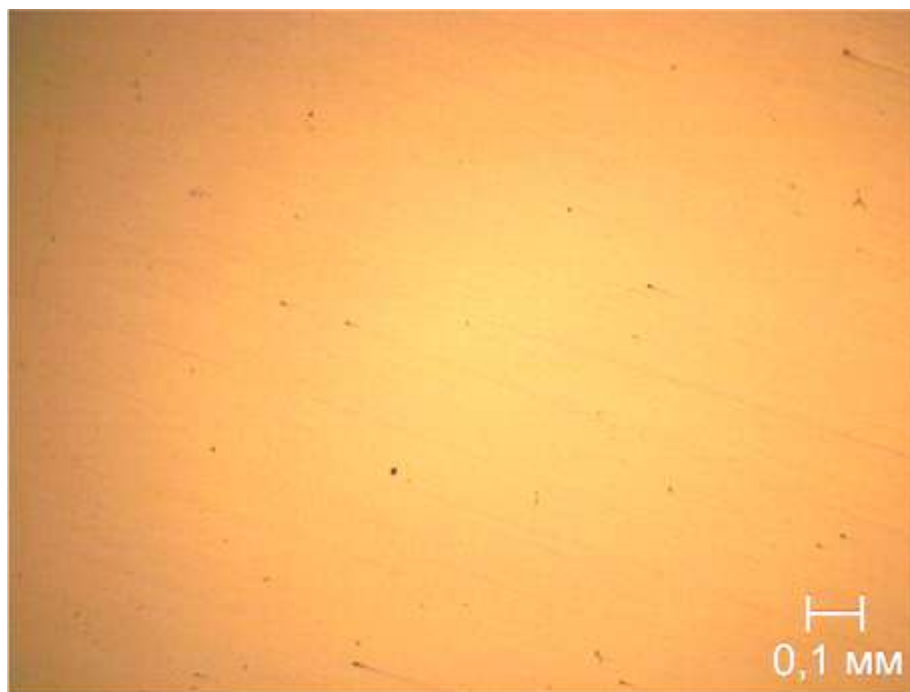


Рисунок 3.8 – Оксиды точечные в зоне столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76ХФ



Рисунок 3.9 – Силикаты недеформирующиеся в зоне столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76ХФ

При исследовании центральной зоны непрерывно-литой заготовки стали марки Э76ХФ наблюдалось наибольшее количество видов неметаллических

включений. Изучение выявило наличие оксидов точечных (балл 1 а, 2а) (рисунки 3.11 и 3.14 (3)), силикатов недеформирующихся (балл 3б) (рисунки 3.12 и 3.13 (2)), сульфидов (балл 3 а, 1 б) (рисунок 3.13 (1) и 3.14 (1)), нитридов стро-
чечных (балл 1 а) (рисунок 3.14 (2)).



Рисунок 3.10 – Сульфидные включения в зоне столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76ХФ

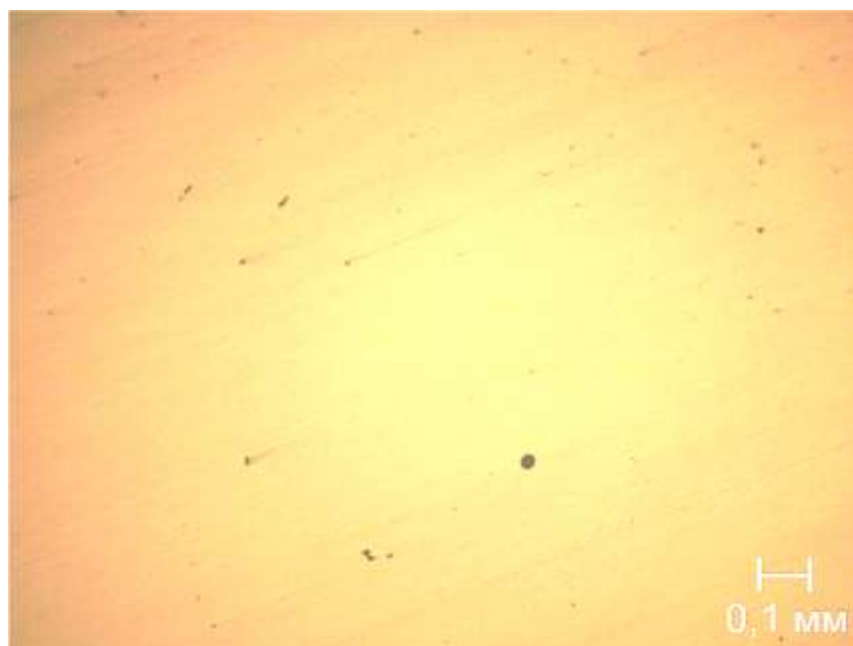


Рисунок 3.11 – Оксидные включения в центральной зоне НЛЗ стали марки Э76ХФ

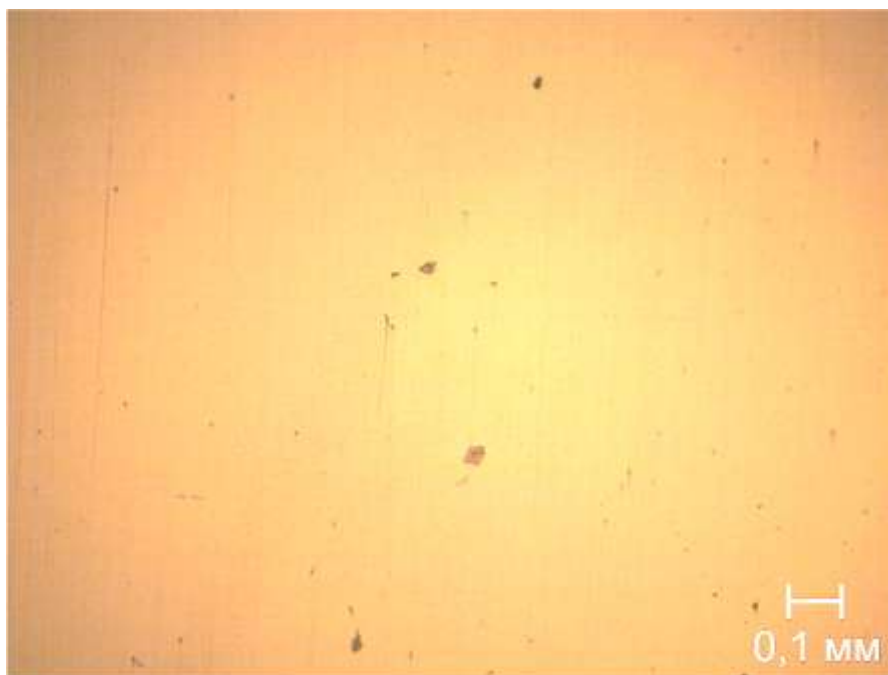


Рисунок 3.12 – Силикаты недеформирующиеся в центральной зоне НЛЗ стали марки Э76ХФ

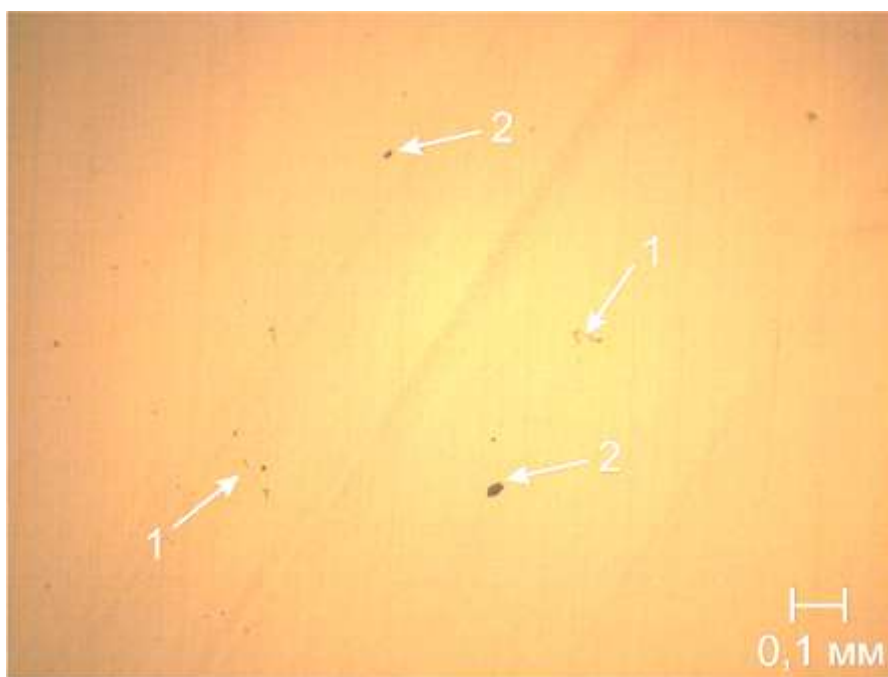


Рисунок 3.13 – Сульфидные включения (1) и силикаты недеформирующиеся (2) в центральной зоне НЛЗ стали марки Э76ХФ



Рисунок 3.14 – Сульфидные включения (1), нитриды строчечные (2) и оксиды точечные (3) в центральной зоне НЛЗ стали марки Э76ХФ

Изучение распределения неметаллических включений проводилось по той же методике (ГОСТ 1778-70) с образцами, вырезанными из НЛЗ стали марки Э90ХАФ.

В корковой зоне стали в исходном состоянии наблюдается незначительное количество оксидов точечных (балл 1 а) (рисунок 3.15) и нитридов алюминия (балл 1 б) (рисунок 3.16) [147].

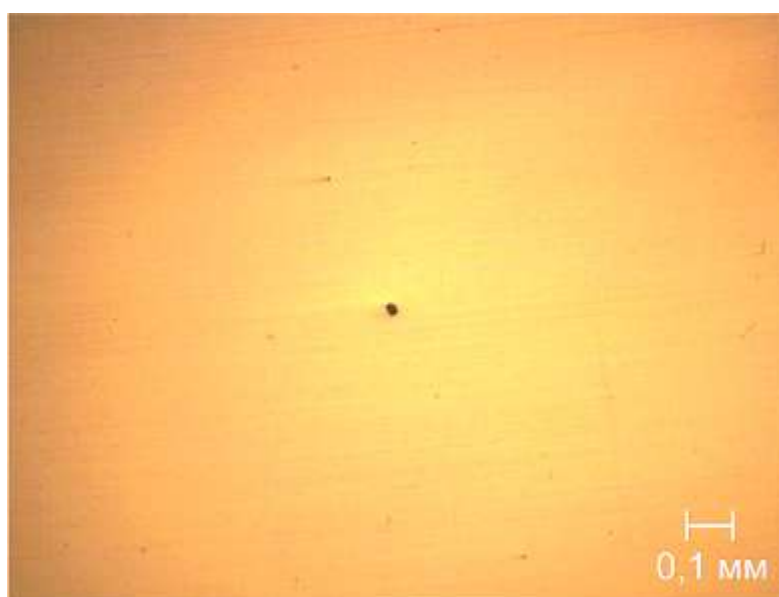


Рисунок 3.15 – Оксиды точечные в корковой зоне НЛЗ стали марки Э90ХАФ

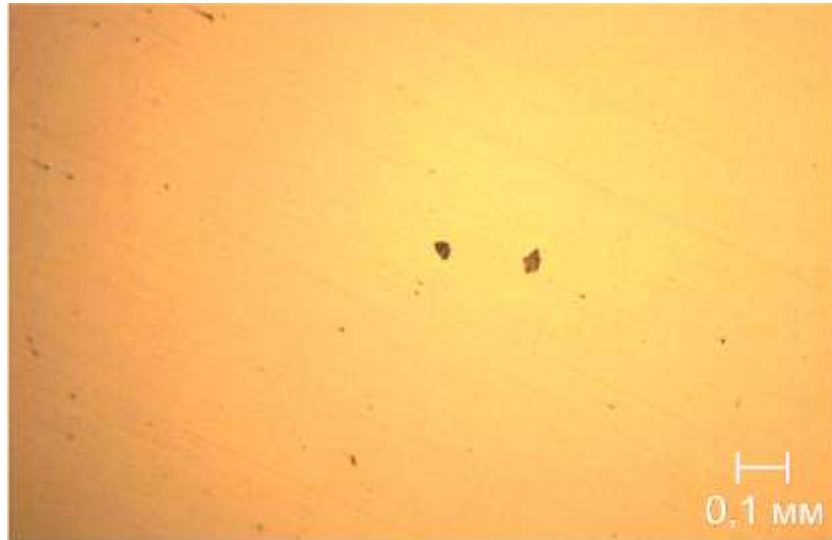


Рисунок 3.16 – Нитриды алюминия в корковой зоне НЛЗ стали марки Э90ХАФ

При изучении видов неметаллических включений в зоне столбчатых кристаллов были обнаружены силикаты недеформирующиеся (балл 1 а) (рисунок 3.17) и оксиды точечные (балл 2 а) (рисунок 3.18).

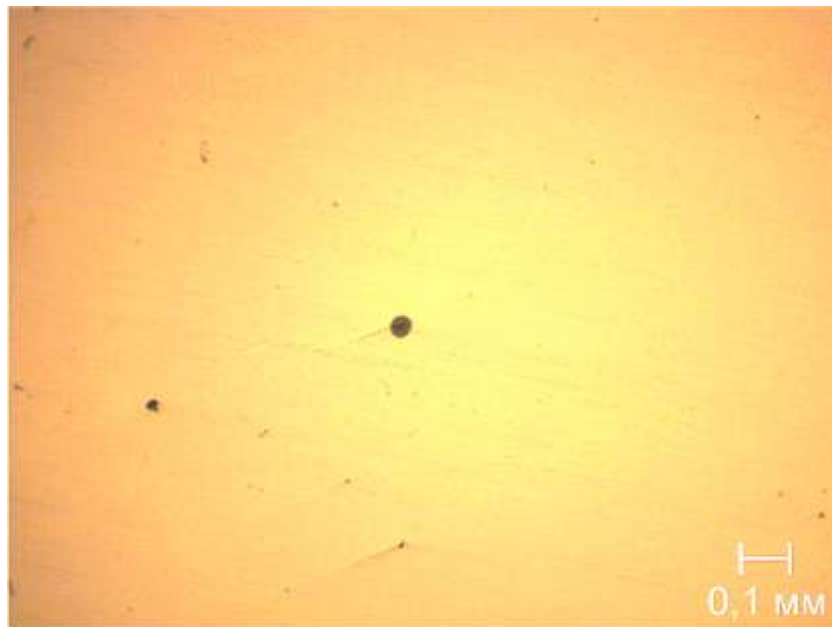


Рисунок 3.17 – Силикаты недеформирующиеся в зоне столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э90ХАФ



Рисунок 3.18 – Оксиды точечные в зоне столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э90ХАФ

Исследование центральной зоны НЛЗ рельсовой стали марки Э90ХАФ выявило наличие сульфидов (балл 1 б, 1 а) (рисунок 3.19 (2), 3.20, а), силикатов недеформирующихся (балл 4 б) (рисунок 3.20, б) и оксидов точечных (балл 1 а) (рисунок 3.19 (1)).

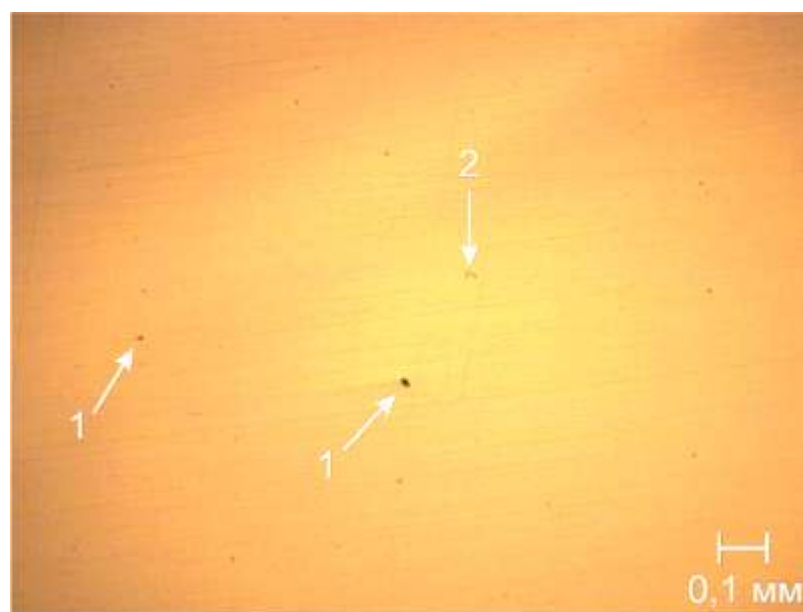
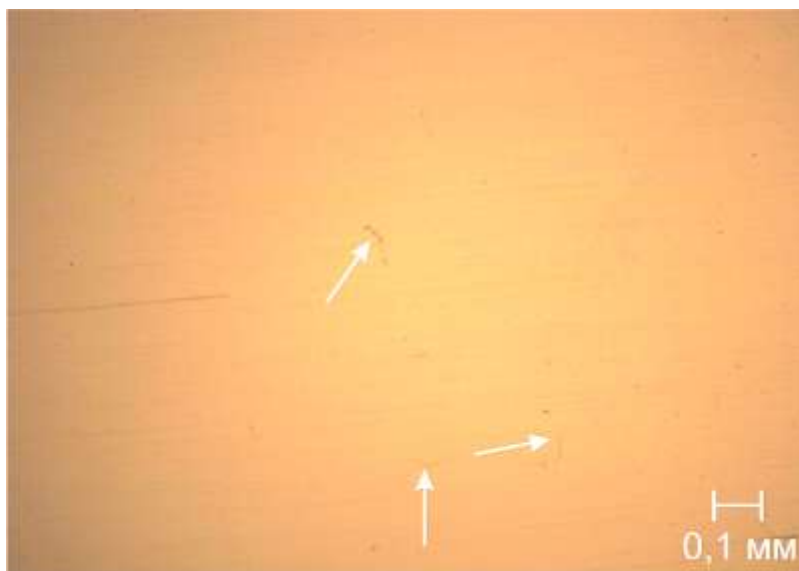


Рисунок 3.19 – Оксиды точечные (1) и сульфиды(2) в центральной зоне НЛЗ стали марки Э90ХАФ



а



б

а – сульфиды; б – силикаты недеформирующиеся

Рисунок 3.20 – Неметаллические включения в центральной зоне НЛЗ стали марки Э90ХАФ

3.2 Исследование неметаллических включений в зонах непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей после высокотемпературного кручения

Изучение неметаллических включений после высокотемпературной пластической деформации проводилось с помощью растрового электронного микроскопа «Philips SEM 515». Изучение химического состава неметаллических включений проводились с использованием растровой электронной микроскопии на микроскопе «Philips SEM 515», оснащённый микроанализатором EDAX Genesis. Определение фазового состава исследуемых сталей осуществляли с помощью рентгеновского дифрактометра «ДРОН-2,0» с железным K_{α} -излучением. Скорость движения датчика составляет 1 град/мин.

По мнению авторов [150, 151] в процессе пластической деформации в местах, прилежащих к неметаллическим включениям, возможен разрыв стали (рисунок 3.22, 3.24, 3.27 в, г, д). Данное предположение подтверждается после проведения испытаний на высокотемпературное кручение [149, 150].

В корковой зоне располагаются оксиды (рисунок 3.21) и незначительное количество силикатов железа ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ – фаялит) (рисунки 3.22, 3.23), которые имеют шаровидную форму, а также соединения $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, что подтверждается данными рентгенографического анализа (рисунок 3.24).

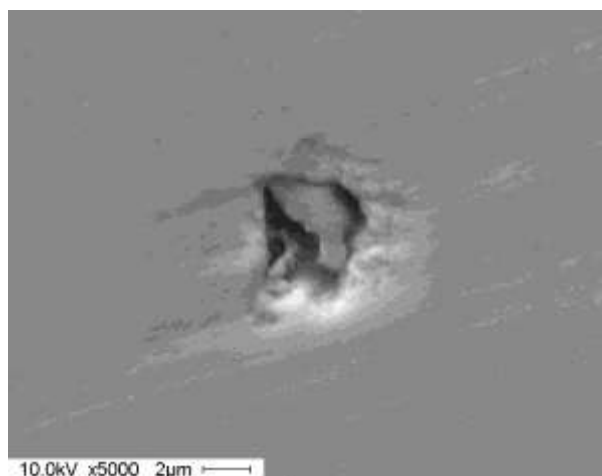


Рисунок 3.21 – Оксидные включения в корковой зоне НЛЗ стали марки Э76Ф после высокотемпературного кручения

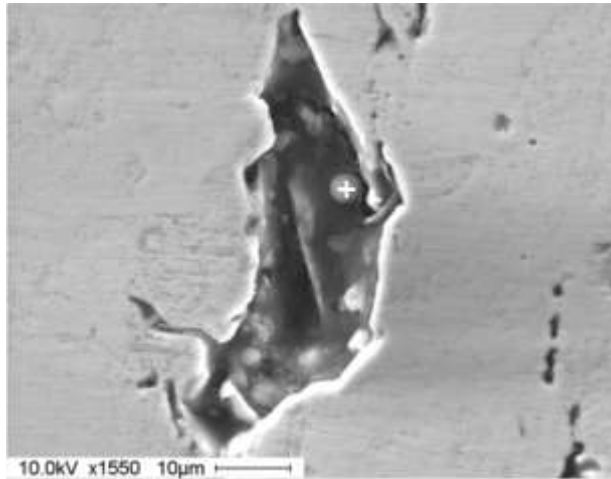


Рисунок 3.22 – Силикатные включения ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) в корковой зоне НЛЗ стали марки Э76Ф после высокотемпературного кручения

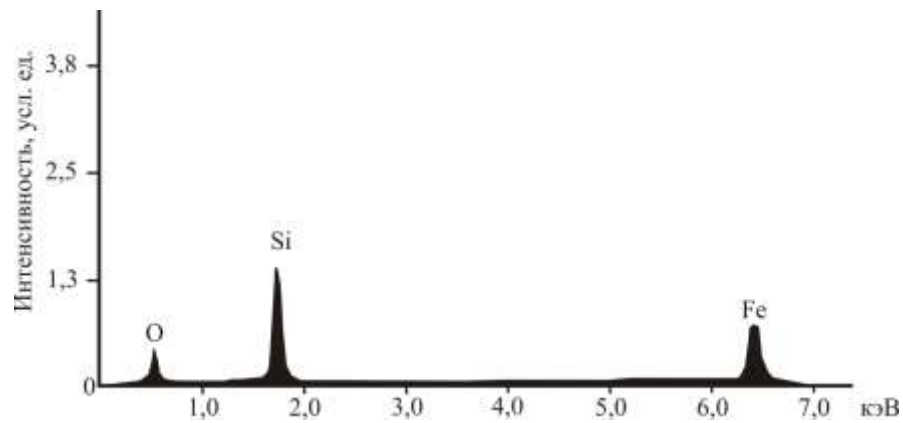


Рисунок 3.23 – Распределение элементов в силикатном включении ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) корковой зоны НЛЗ стали марки Э76Ф

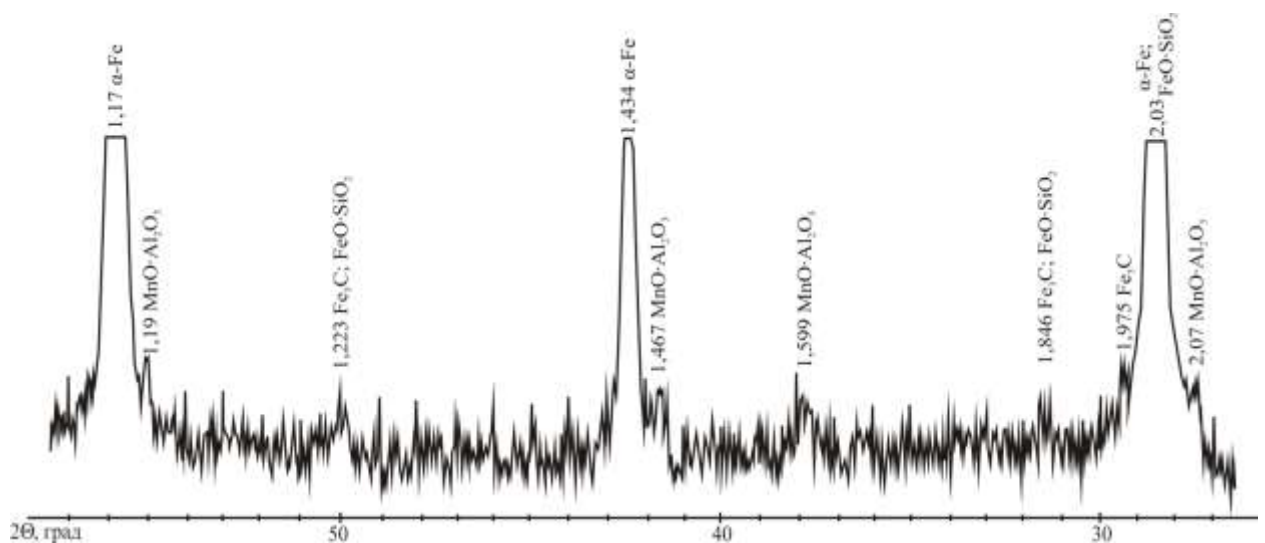
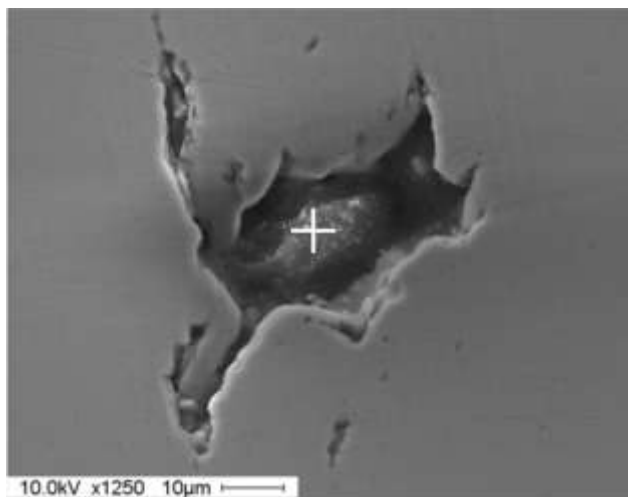
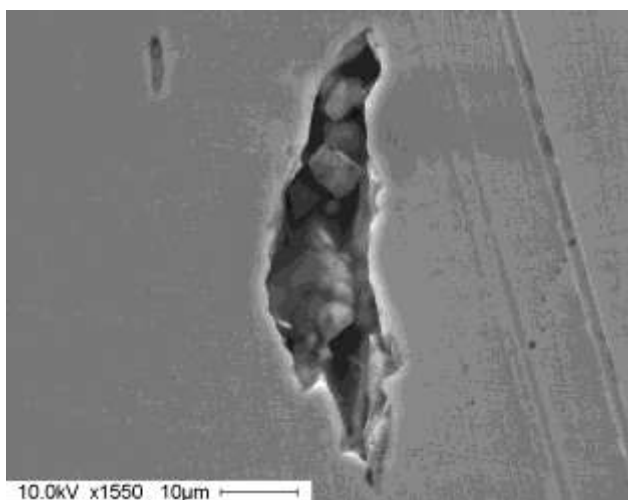


Рисунок 3.24 – Фрагмент дифрактограммы образца из корковой зоны НЛЗ рельсовой стали марки Э76Ф (съемка производилась с центра образца)

В зоне столбчатых кристаллов наблюдаются оксиды Al_2O_3 (рисунок 3.25, а, 3.26) с видимым разрывом металла по границе включения, а также шпинели типа $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ (рисунок 3.25, б). что подтверждается данными рентгенографического анализа (рисунок 3.27).



а



б

а – Al_2O_3 ; б – шпинель типа $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$

Рисунок 3.25 – Неметаллические включения в зоне столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76Ф после высокотемпературного кручения

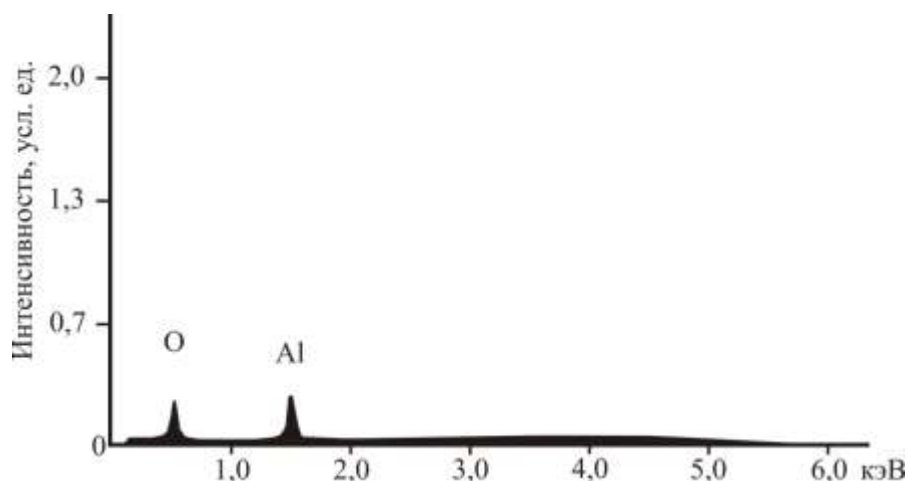


Рисунок 3.26 – Распределение элементов в неметаллическом включении (Al_2O_3) зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76Ф

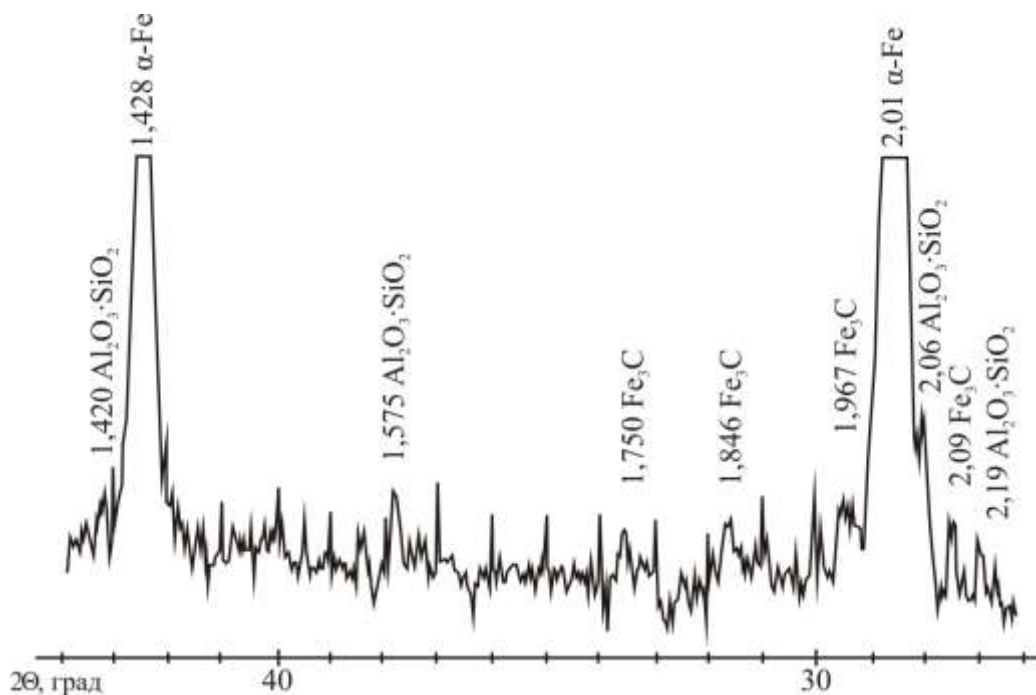
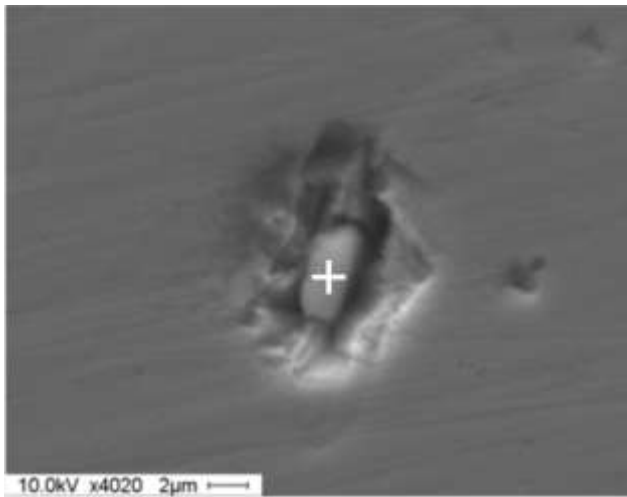
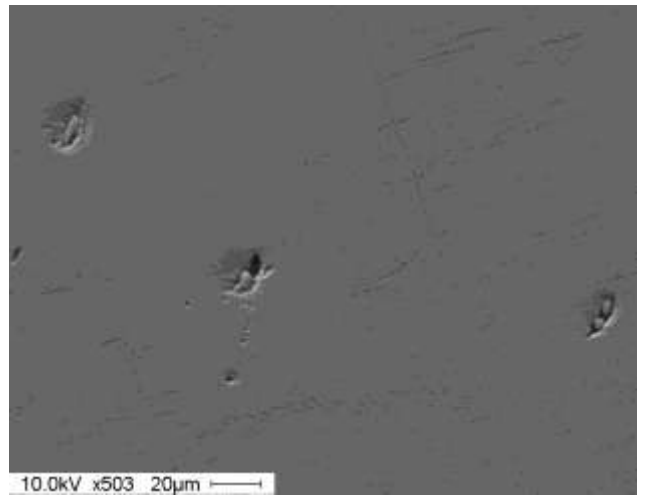


Рисунок 3.27 – Фрагмент дифрактограммы образца из зоны столбчатых кристаллов НЛЗ рельсовой стали марки Э76Ф (съемка производилась с центра образца)

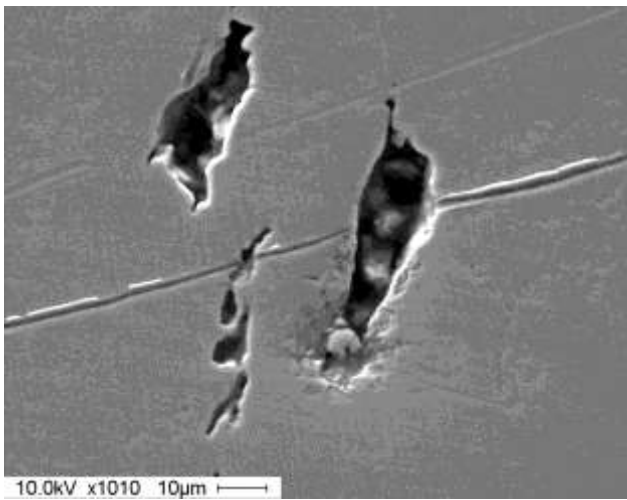
Исследование образцов центральной зоны НЛЗ рельсовой стали с помощью растровой электронной микроскопии и рентгенографического анализа (рисунок 3.31) выявило наличие сульфидов марганца (рисунок 3.28, а, б, 3.29), силикатов (рисунок 3.28, в, г), а также шпинель типа $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (рисунки 3.28, д, 3.30).



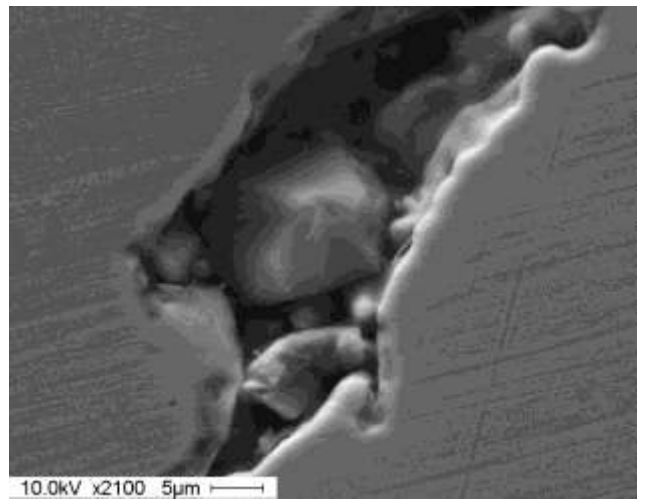
а



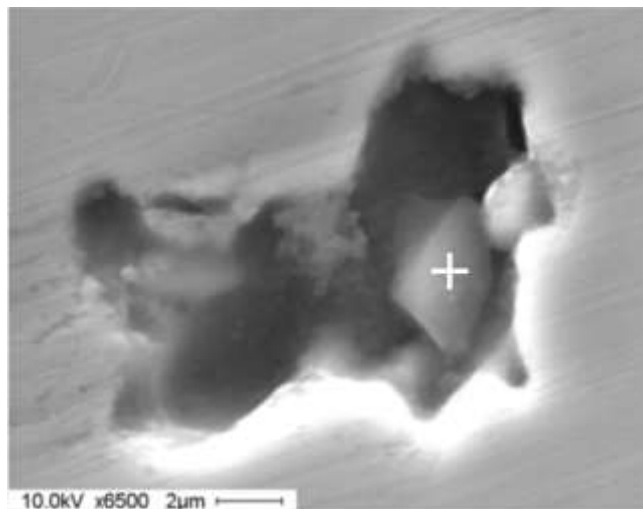
б



в



г



д

а, б – сульфиды марганца; в, г – силикаты; д – $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$

Рисунок 3.28 – Неметаллические включения в центральной зоне НЛЗ стали марки Э76Ф после высокотемпературного кручения

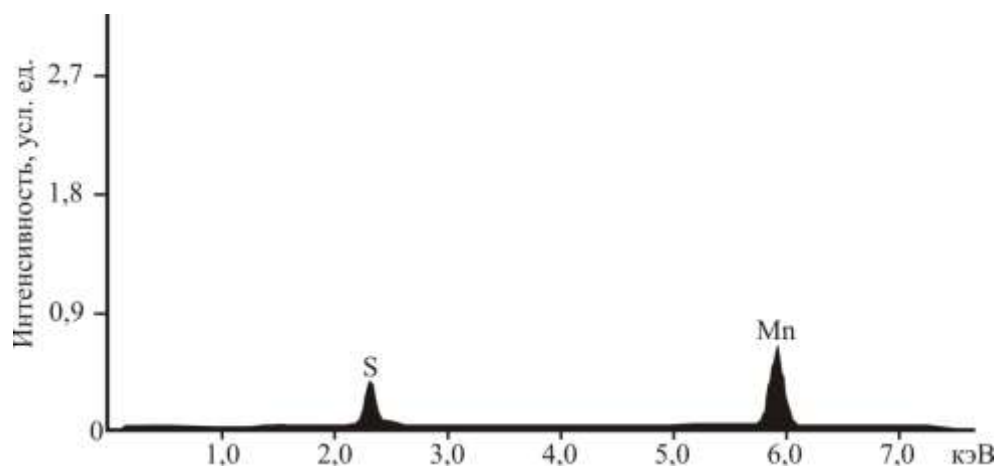


Рисунок 3.29 – Распределение элементов в неметаллическом включении (MnS) в центральной зоне НЛЗ стали марки Э76Ф

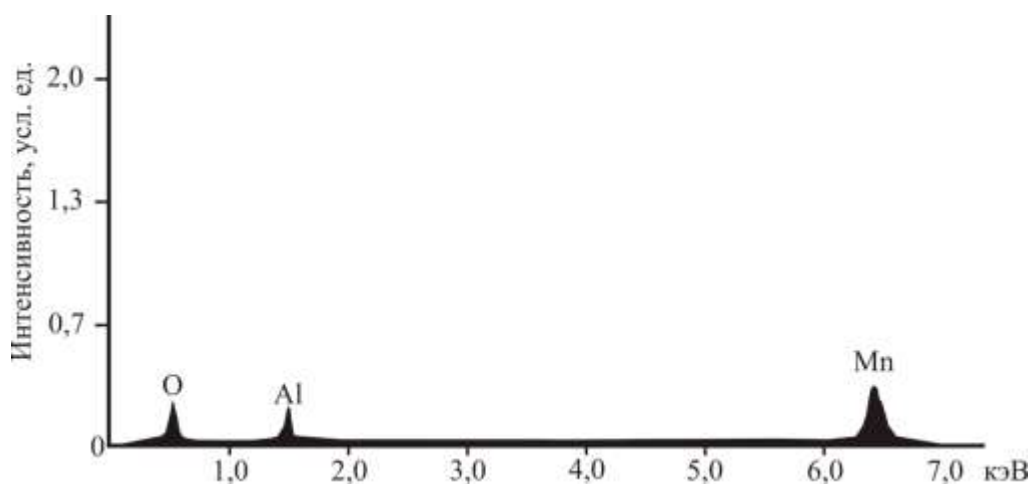


Рисунок 3.30 – Распределение элементов в неметаллическом включении (MnO·Al₂O₃) в центральной зоне НЛЗ стали марки Э76Ф

Исследование неметаллических включений в трех зонах НЛЗ из стали марки Э76Ф после высокотемпературного кручения выявило, что основная масса включений наблюдается в центральной зоне, минимальное количество – в корковой зоне, что подтверждают данные высокотемпературной пластичности: низкие показатели в центральной зоне и более высокие – в корковой зоне. Присутствие неметаллических включений (особенно неметаллические включения силикатного типа $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$, а также шпинели типа $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) может препятствовать пластической деформации и являться очагами контактно-усталостных разрушений при эксплуатации [141].

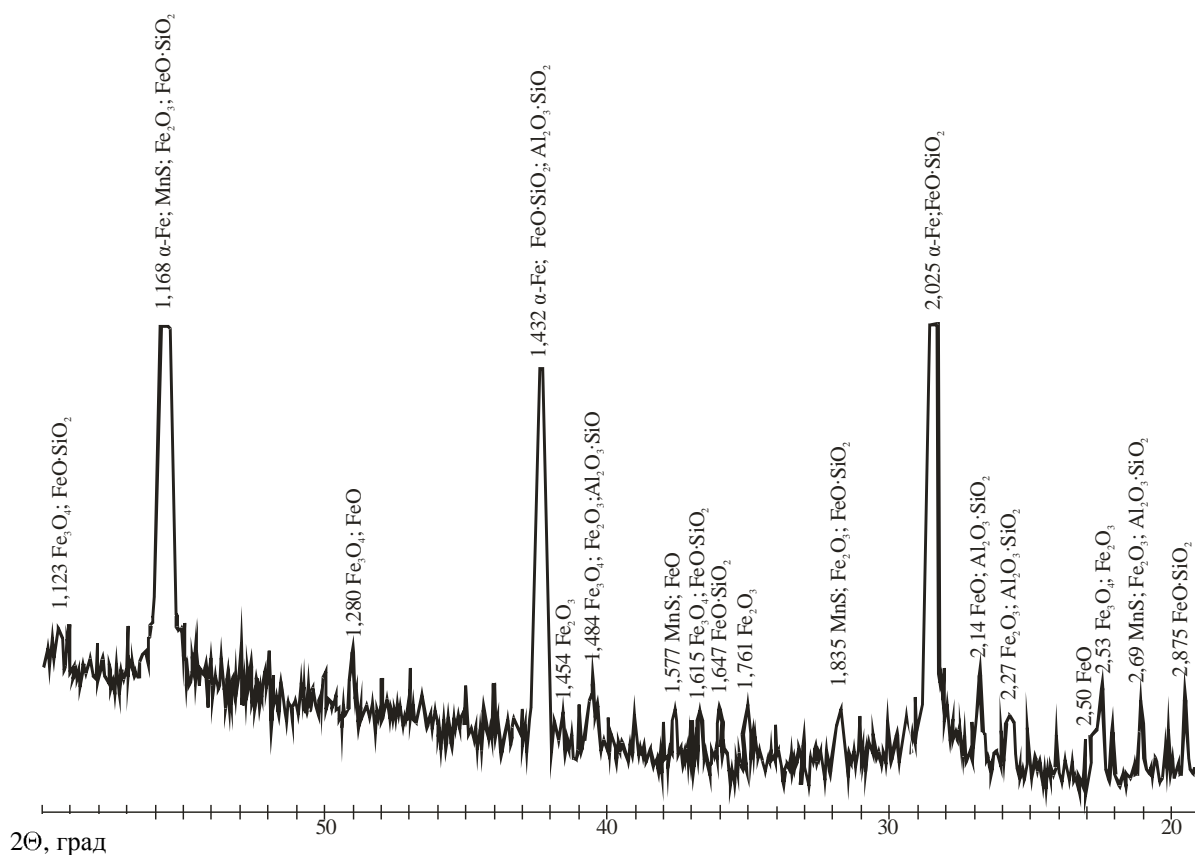


Рисунок 3.31 – Фрагмент дифрактограммы образца из центральной зоны НЛЗ рельсовой стали марки Э76Ф (съемка производилась с края образца)

При исследовании неметаллических включений корковой зоны НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения рентгенографически были выявлены алюмосиликаты ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$) и оксиды алюминия (Al_2O_3) (рисунок 3.32, 3.33).

В зоне столбчатых кристаллов после высокотемпературного кручения рентгенографически и металлографически были выявлены алюмосиликаты ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), шпинель типа $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ и силикаты железа сферической формы ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ – фаялит) (рисунки 3.34, 3.35, 3.36).

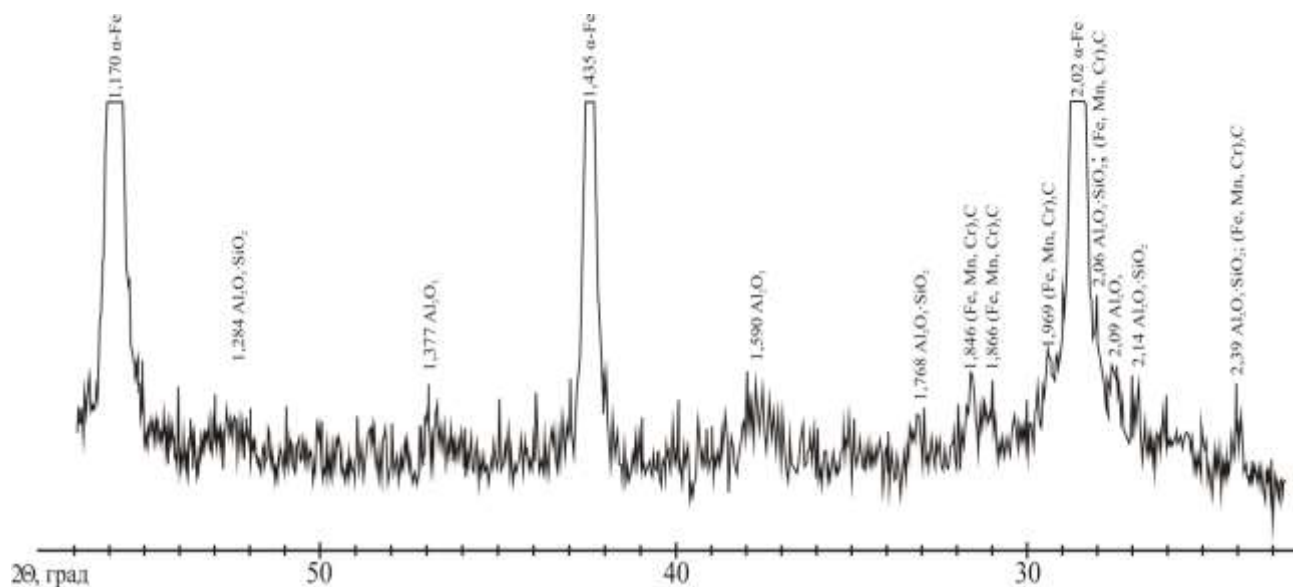
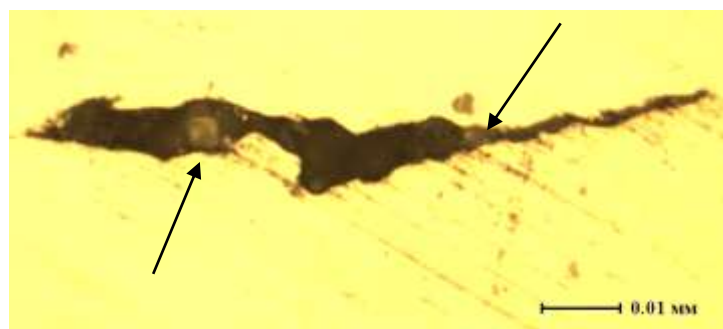
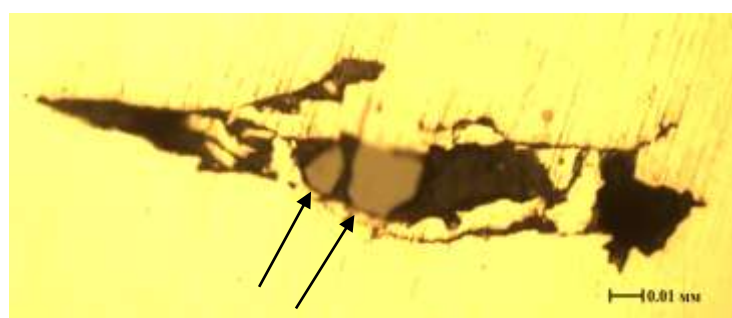


Рисунок 3.32 – Фрагмент дифрактограммы корковой зоны НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения (съемка от центра образца)



а



б

а – алюмосиликаты ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$); б – оксиды алюминия (Al_2O_3)

Рисунок 3.33 – Неметаллические включения корковой зоны НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения

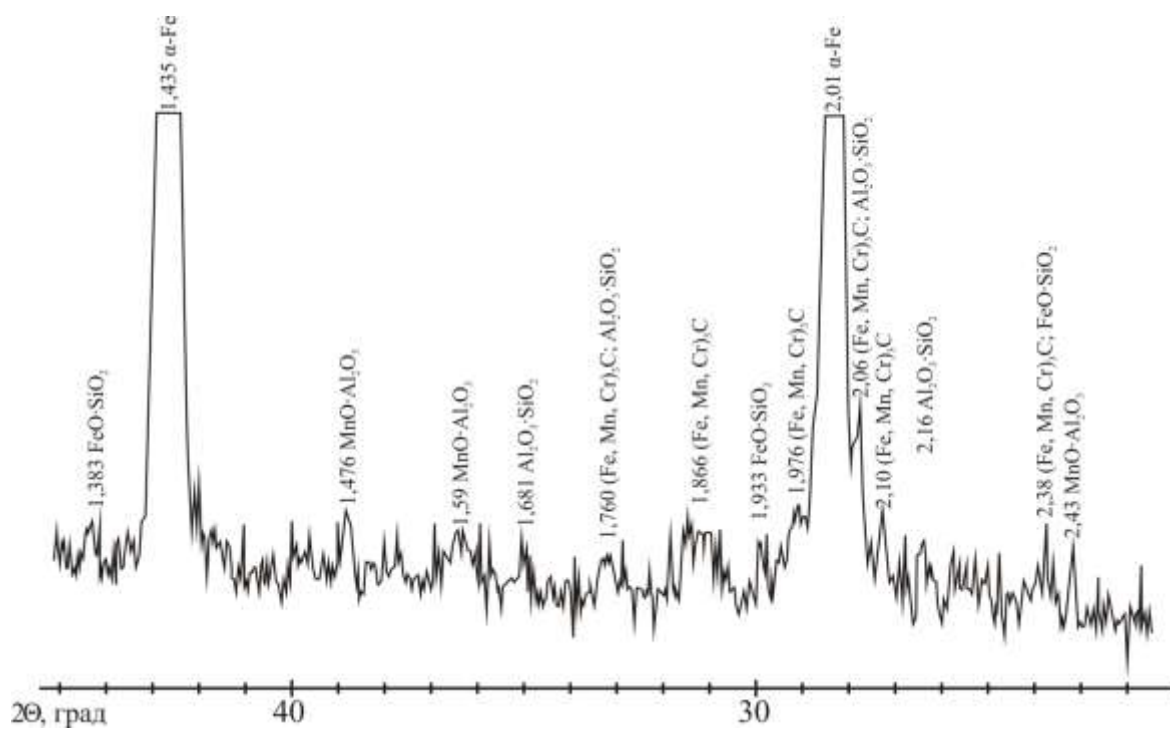


Рисунок 3.34 – Фрагмент дифрактограммы зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения (съемка от центра образца)

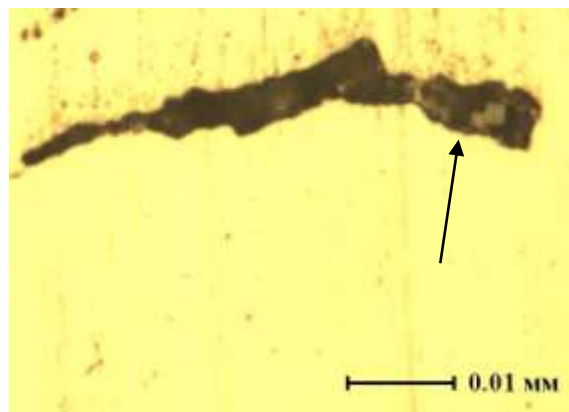
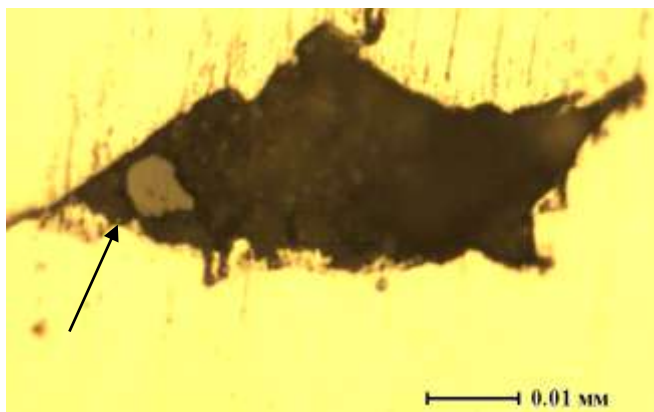


Рисунок 3.35 – Алумосиликаты ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$) зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения

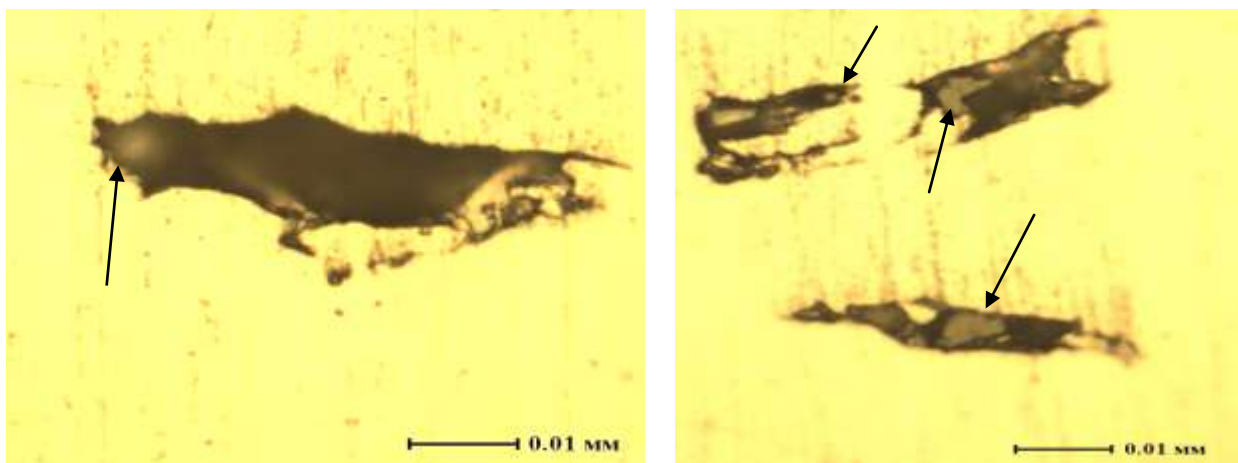


Рисунок 3.36 – Шпинель типа $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ и силикаты железа ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ – фаялит) зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения

При исследовании неметаллических включений центральной зоны НЛЗ стали марки Э76ХФ рентгенографически после пластической деформации идентифицированы включения MnS и включения силикатного типа ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$; $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$) (рисунки 3.37 – 3.39).

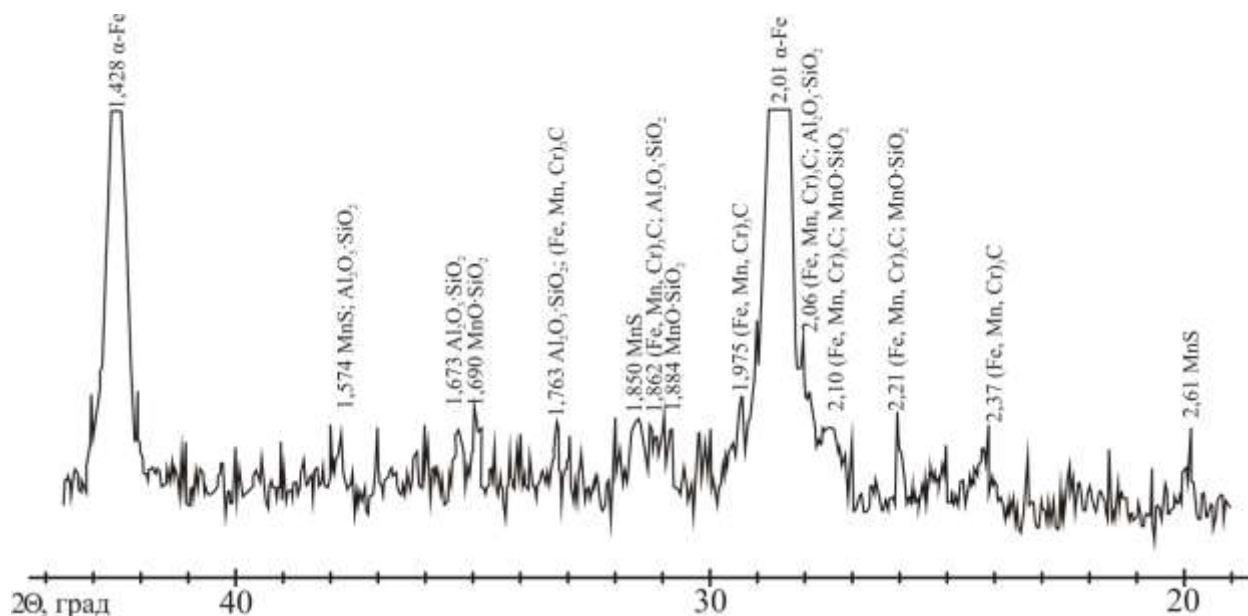


Рисунок 3.37 – Фрагмент дифрактограммы центральной зоны НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения (съемка от центра образца)

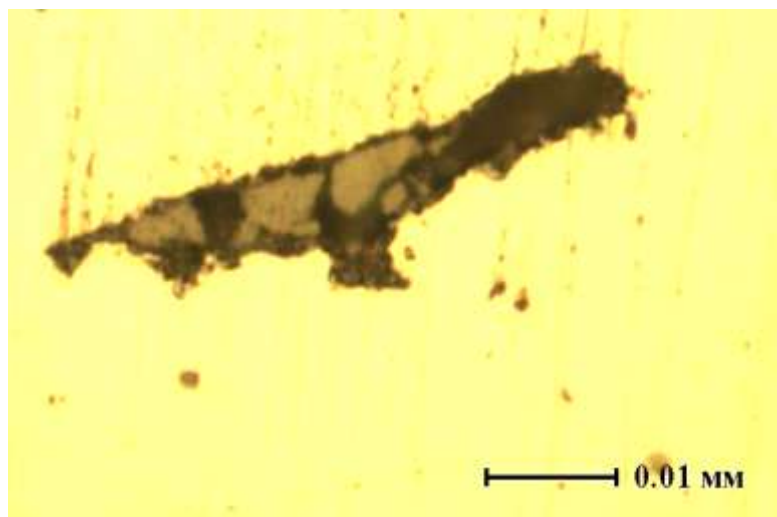


Рисунок 3.38 – Сульфидные включения в центральной зоне НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения

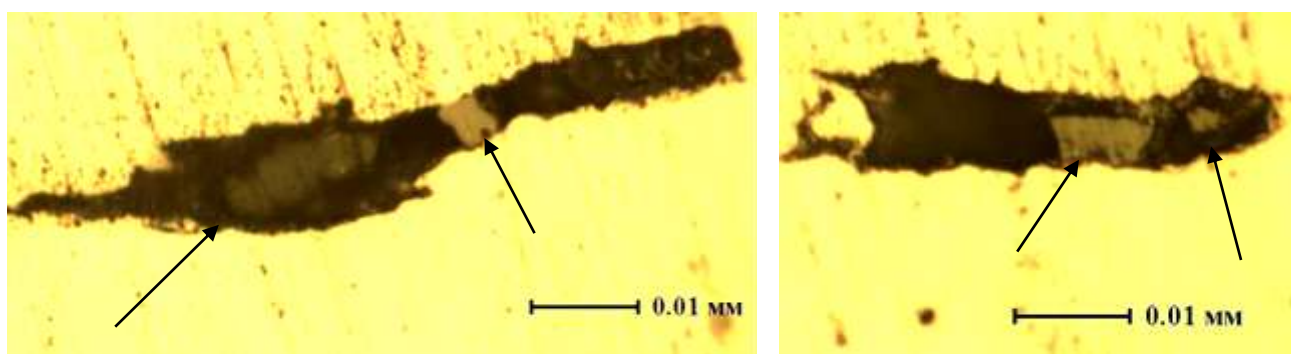


Рисунок 3.39 – Силикатные включения в центральной зоне НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения

Наличие недеформирующихся силикатов алюминия ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), силикатов железа ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) и марганца ($\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$), в местах нахождения которых могут образовываться нарушения целостности металла и способствовать локализации деформации и снижению показателей степени деформации сдвига.

При исследовании корковой зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения рентгенографически выявлено наличие силикатов железа ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$), оксидов алюминия (Al_2O_3), а также включения алюмосиликатов (рисунки 3.40, 3.41, а, б). Металлографически обнаружены, помимо перечисленных выше, включения нитридов алюминия (рисунок 3.42, б). Попавший

в сталь алюминий в виде случайной примеси, соединяясь с растворенным в стали азотом формирует устойчивые мелкодисперсные частицы нитрида алюминия, которые по данным исследований авторов [56], выделяются по границам зерен.

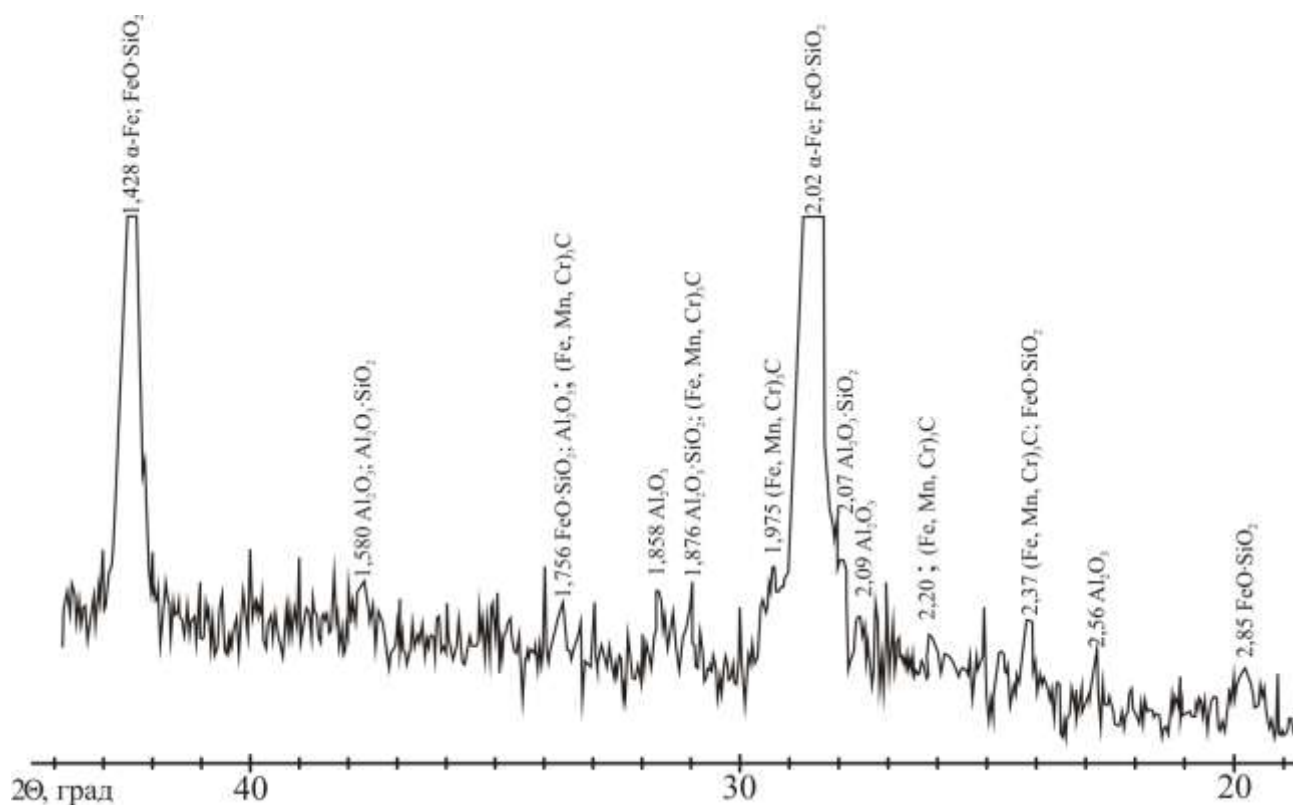


Рисунок 3.40 – Фрагмент дифрактограммы корковой зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения (съемка от центра образца)

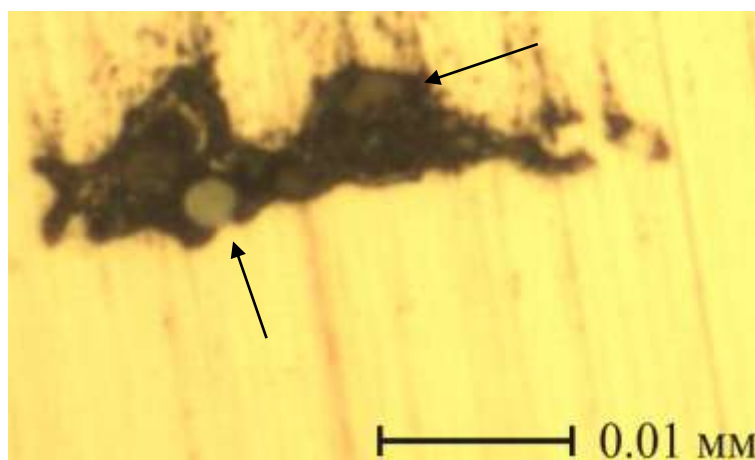
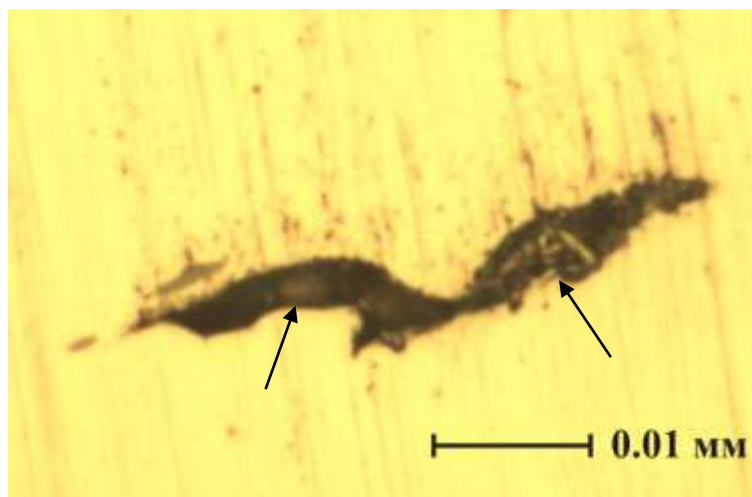
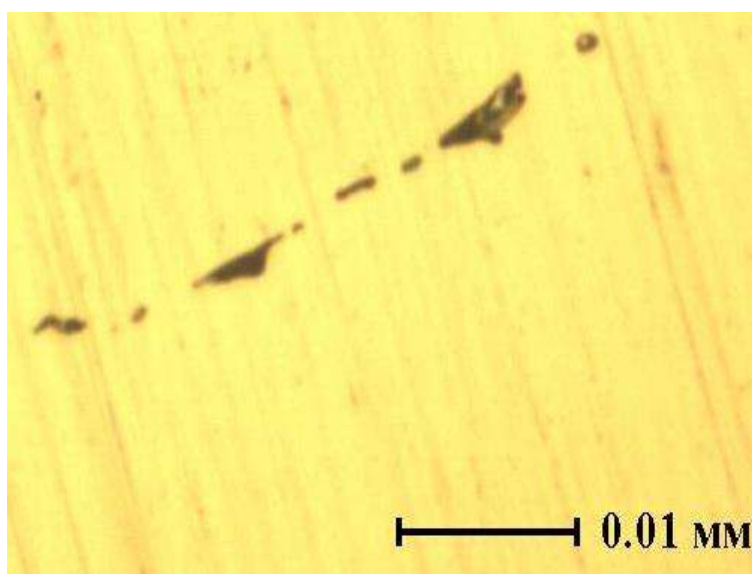


Рисунок 3.41 – Силикаты железа корковой зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения



а



б

а – алюмосиликаты; б – нитриды алюминия

Рисунок 3.42 – Неметаллические включения корковой зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения

В зоне столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения идентифицированы рентгенографически алюмосиликаты (рисунок 3.43). Металлографические исследования, помимо алюмосиликатов (рисунок 3.44), выявили наличие силикатов железа (рисунок 3.45).

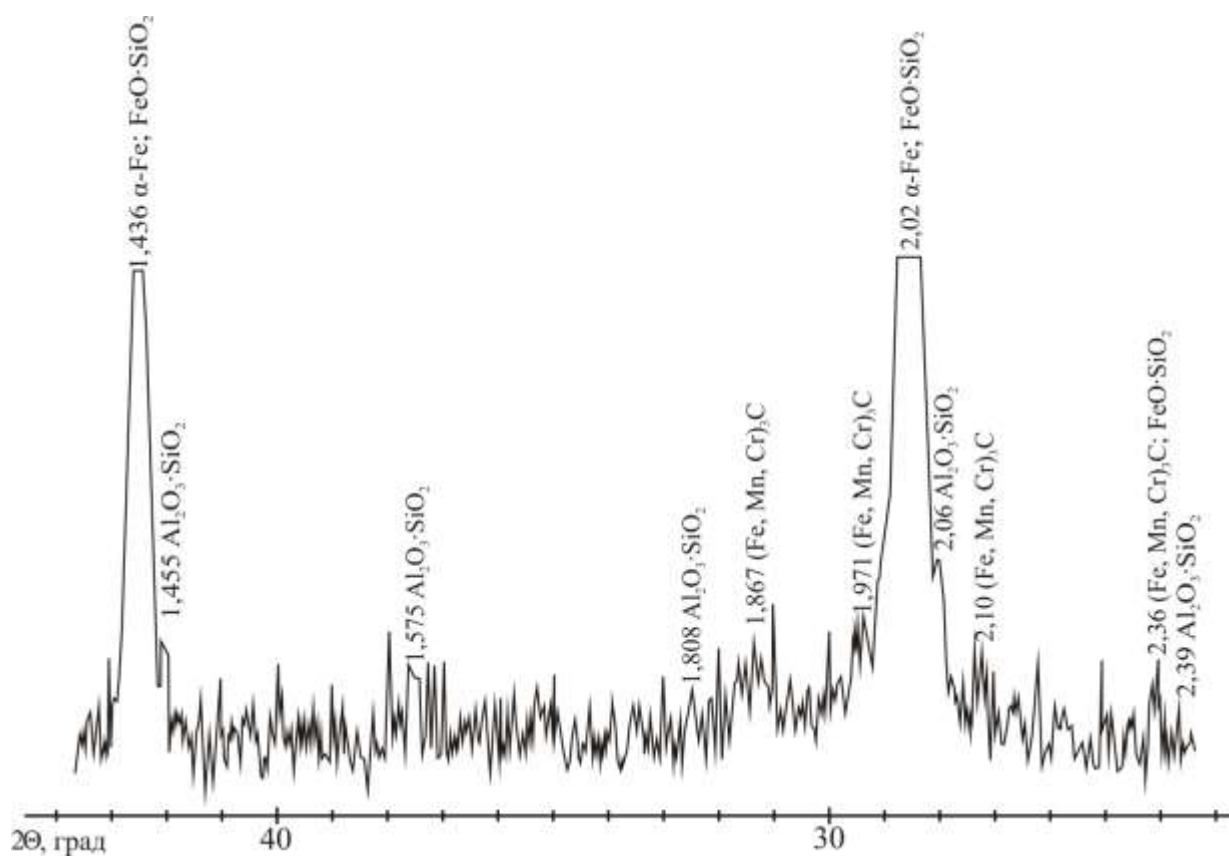


Рисунок 3.43 – Фрагмент дифрактограммы зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения (съемка от центра образца)

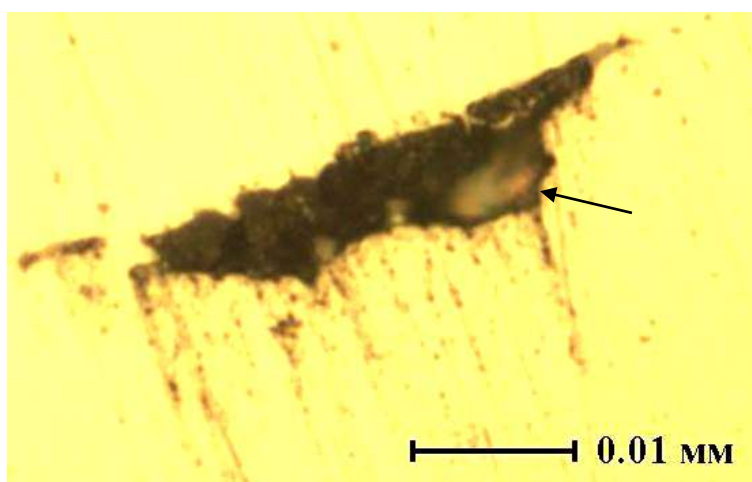


Рисунок 3.44 – Алюмосиликаты в зоне столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения

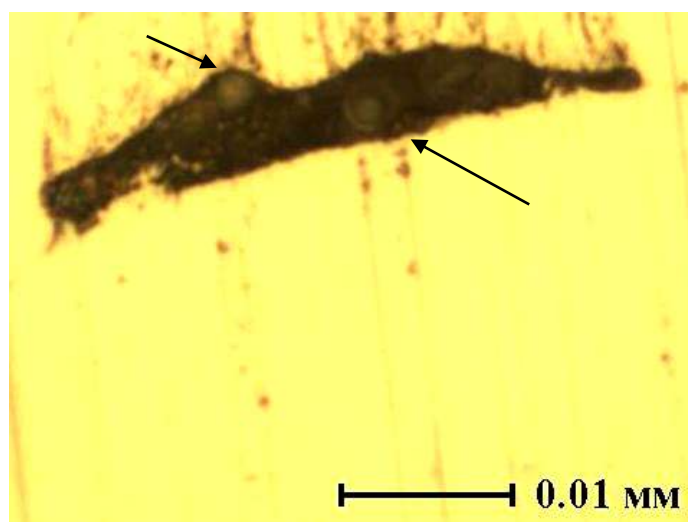


Рисунок 3.45 – Силикаты железа в зоне столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения

В центральной зоне НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения рентгенографически и металлографически выявлены сульфиды марганца (MnS), силикаты марганца, алюминия и железа (рисунки 3.46 – 3.48).

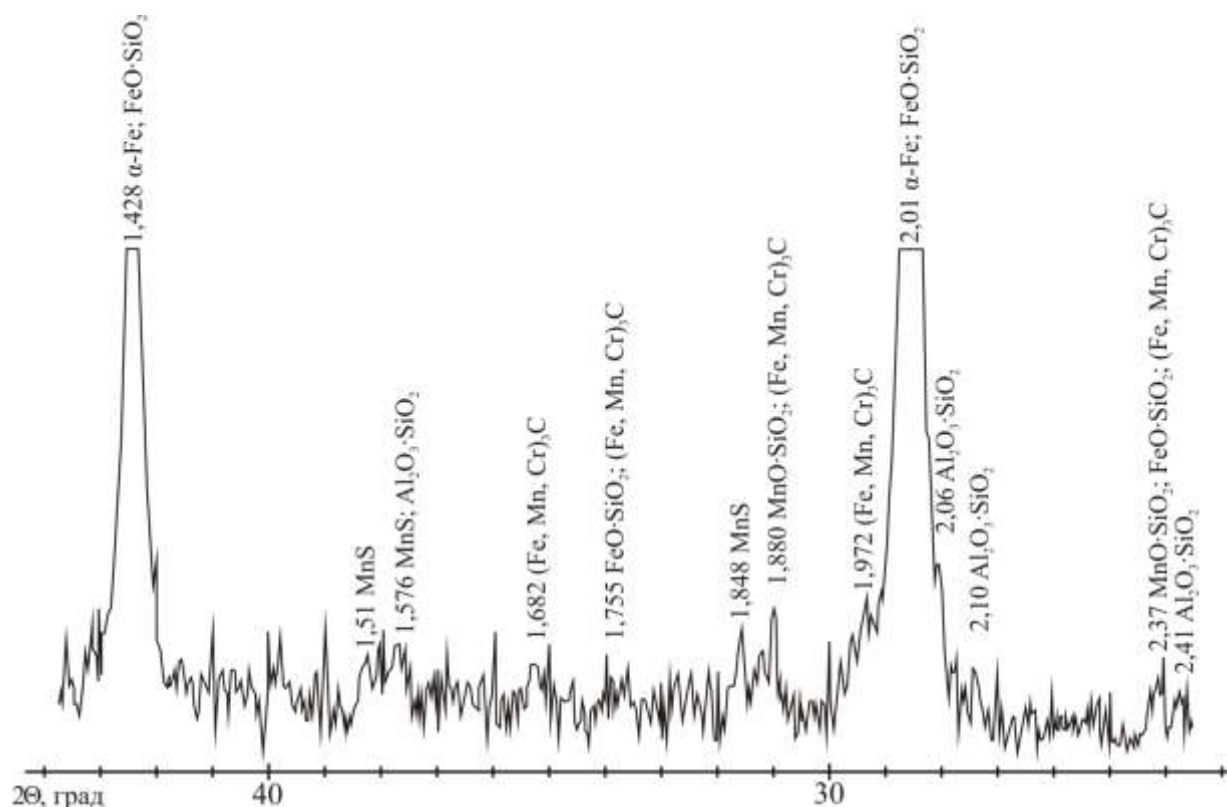


Рисунок 3.46 – Фрагмент дифрактограммы центральной зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения (съемка от центра образца)

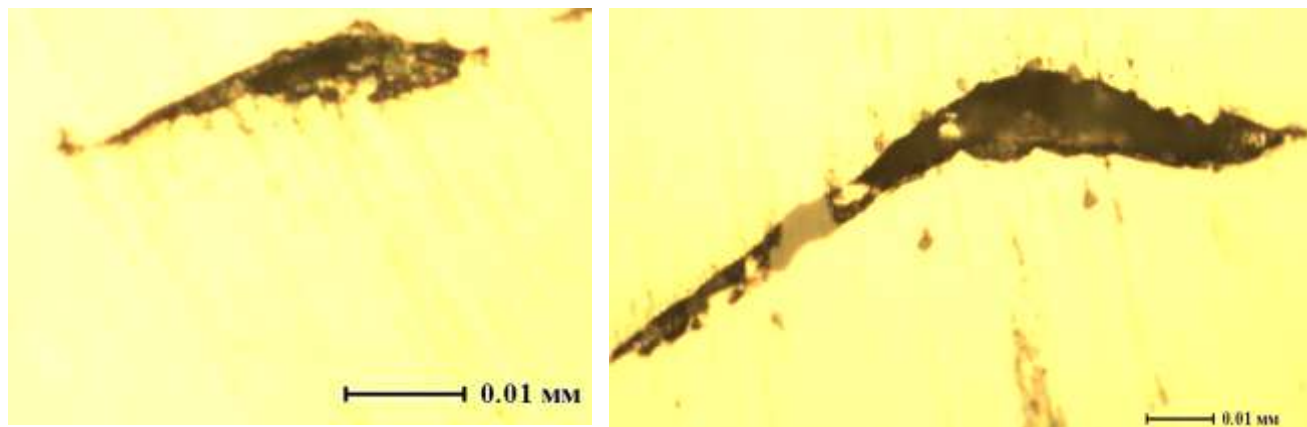
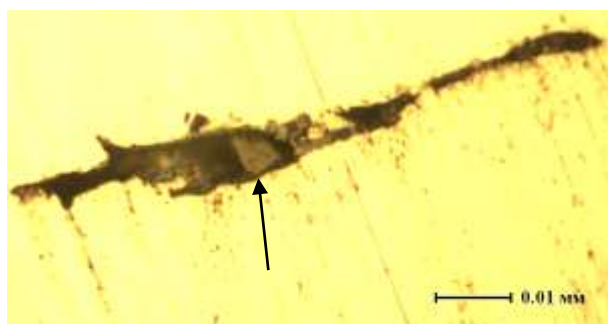
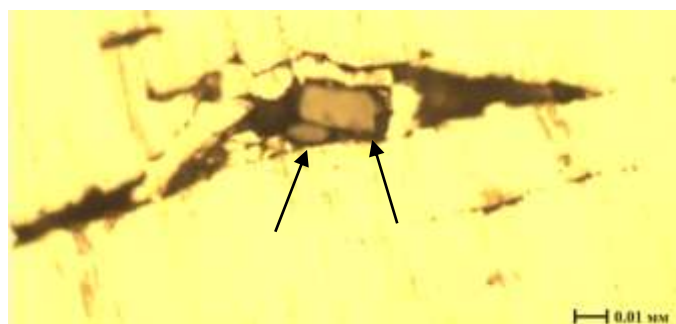


Рисунок 3.47 – Сульфиды марганца в центральной зоне НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения



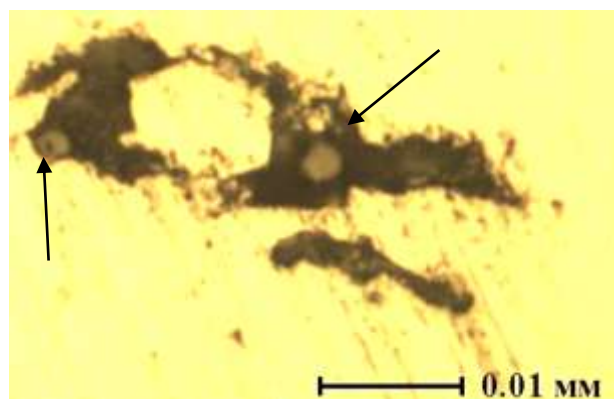
а



б



в



г

а, б – силикаты алюминия и марганца; в, г – силикаты железа;

Рисунок 3.48 – Неметаллические включения центральной зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения

Наличие недеформирующихся силикатов алюминия ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), силикатов железа ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) и марганца ($\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$), в местах нахождения которых могут образовываться нарушения целостности металла (рисунок 3.35; 3.39; 3.44; 3.48 а, б, в), способствовать локализации деформации и снижению показателей степени деформации сдвига.

Разновидности неметаллических включений по зонам НЛЗ рельсовых сталей представлены в сводной таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Виды неметаллических включений в зонах НЛЗ рельсовых сталей

Виды включений	Корковая зона	Зона столбчатых кристаллов	Центральная зона
	Сталь Э76Ф		
Оксиды	Al_2O_3	Al_2O_3	-
Нитриды	AlN	-	-
Шпинели	$\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$	$\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$	$\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$; $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$
Сульфиды	-	-	MnS
Сталь Э76ХФ			
Оксиды	Al_2O_3	-	-
Нитриды	AlN	-	-
Шпинели	$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$	$\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$; $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$	$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$; $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$
Сульфиды	-	-	MnS
Сталь Э90ХАФ			
Оксиды	Al_2O_3	-	-
Нитриды	AlN	-	-
Шпинели	$\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$; $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$	$\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$; $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$	$\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$; $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$; $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$
Сульфиды	-	-	MnS

Неметаллические включения, содержащиеся в стали, представляют собой набор концентраторов напряжений, величина которых зависит от типа и размера включения, температурно-скоростных условий деформации, соотношения физико-механических свойств включения и матрицы стали.

Неоднородность механических свойств стали может быть вызвана не только изменением количества включений, но и изменением их формы. В процессе обработки давлением пластичные силикатные и сульфидные включения

вытягиваются в направлении деформации, а недеформирующиеся включения оксидов, силикатов и сложных шпинелей перераспределяются и образуют строчечные скопления, что способствует анизотропии механических свойств, которая проявляется, в основном, в показателях пластичности.

Двухфазные включения, состоящие из силиката и оксида или шпинели, проявляют неоднородную деформируемость. Силикатная фаза хорошо деформируется, вытягиваясь в направлении деформации (рисунки 3.35; 3.39; 3.42, а; 3.44), а корунд или шпинель, находясь в силикатной матрице, не деформируется.

Включения большинства оксидов и шпинелей в процессе высокотемпературного кручения хрупко разрушаются (рисунки 3.33, б; 3.35; 3.36; 3.38; 3.39; 3.48, б), осколки этих включений располагаются как самостоятельные. При деформации образовавшиеся осколки включений поворачиваются вдоль оси кручения, при этом сглаживаются в результате сил трения на поверхности раздела.

Многофазные включения проявляют неоднородную деформируемость в зависимости от природы фаз. Они представляют собой частицы оксидов или шпинелей, заключенные в силикатную матрицу (3.25, б; 3.33, а; 3.42, а; 3.44). Последняя пластически деформируется с металлической матрицей стали, а частицы оксидов не деформируются (частицы разрушенных огнеупоров, попавшие в сталь при выплавке), поворачиваются в силикатной матрице в направлении её течения, разрушаясь при высокотемпературной деформации.

Данные наблюдения распределения и поведения неметаллических включений при высокотемпературной пластической деформации не противоречат исследованиям неметаллических включений в сталях Губенко С.И., Старова Р.В., Парусова В.В., Дервянченко И.В. [38, 43, 72, 144].

Необходимо отметить, что при пластической деформации на межфазных границах «включение-матрица» возникают деформационные и контактные напряжения, обусловленные различной деформируемостью включений и стальной матрицы. Включение и матрица составляют собой систему напряженного

(включение) и пластичного (матрица) слоя с дислокациями на межфазной границе [144].

3.3 Исследование микроструктур образцов, вырезанных из зон непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей после высокотемпературного кручения

Металлографические исследования проводились на оптических микроскопах ЛабoМет – И1 и OLIMPUS-GX50 при увеличении в $100 \div 1000$ крат.

Для выявления микроструктуры полированную поверхность образца подвергались травлению в 2 или 4 % растворе азотной кислоты в этиловом спирте [124]. Изображение микроструктуры, исследуемой на микроскопе, было сфотографировано с помощью цифровой фотокамеры.

На рисунках 3.49 – 3.51 представлены микроструктуры образцов из трёх зон НЛЗ стали марки Э76Ф после высокотемпературного кручения при времени выдержки 10 минут и температурах 1050, 1150 и 1250 °С. Следует отметить, что в процессе нагрева под обработку металлов давлением во всех образцах всех зон НЛЗ образуются оксиды железа различного состава (FeO , Fe_2O_3 , Fe_3O_4), что подтверждается рентгенографическими исследованиями (рисунок 3.31).

Металлографические исследования образцов после испытаний выявили общую тенденцию в формировании структур в трёх зонах НЛЗ, заключающуюся в образовании двух слоёв: 1) полного и частичного поверхностного обезуглероживания; 2) слоя со структурой игольчатого феррита (видманшtedт) или ферритной сетки [154, 155].

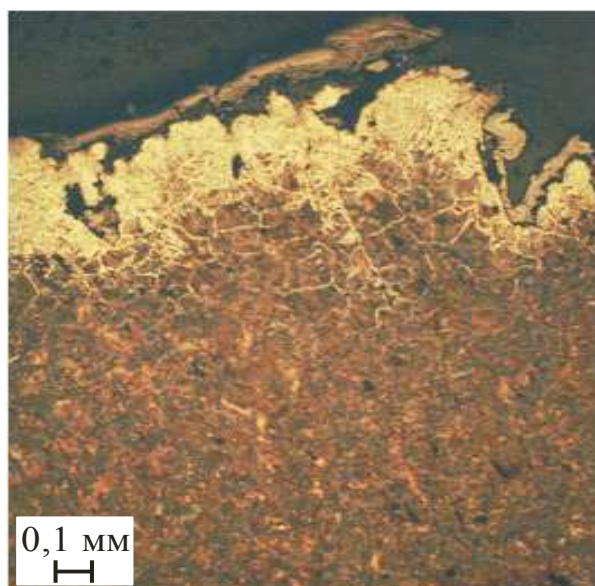
Во всех зонах при температуре 1050 °С (рисунок 3.49, а; 3.50, а; 3.51, а) структура состоит из частично обезуглероженного слоя толщиной $\sim 0,15 \dots 0,2$ мм, после которого следует сплошной слой тонкой ферритной сетки, переходящий в разорванную, на глубине 0,25...0,27 мм с номером зерна по ГОСТ 5639-82 [154] – № 6...№ 7, далее расположена структура основного металла.

После высокотемпературного кручения при температуре 1150 °С структура образцов имеет слой толщиной $\sim 0,2...0,3$ мм частичного поверхностного обезуглероживания во всех трёх зонах НЛЗ (рисунок 3.49, б; 3.50, б; 3.51, б). По мере продвижения в глубь образца толщина сплошной ферритной сетки по границам зёрен уменьшается и переходит на глубине $\sim 0,25...0,35$ мм в разорванную. Номер зерна в данной области (по ГОСТ 5639-82) – № 5...№ 4 [146, 147, 154].

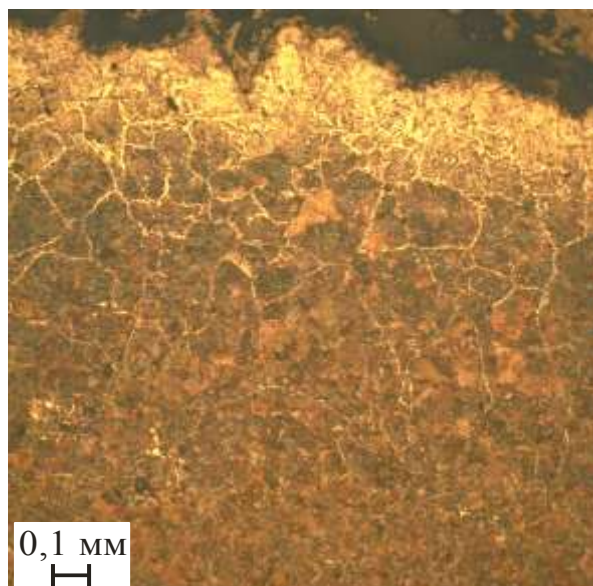
Образцы, нагретые до 1250 °С и подвергнутые высокотемпературному кручению, в зависимости от зоны НЛЗ, имеют различное строение. У образца, вырезанного из корковой зоны (рисунок 3.49, в), после испытаний поверхностный слой толщиной $\sim 0,15...0,2$ мм представлен структурой видманштедт (игольчатый феррит). Далее располагается слой частичного поверхностного обезуглероживания толщиной $\sim 0,7$ мм с крупным зерном (№ 3), плавно переходящий в структуру основного металла, с тем же номером зерна [141, 146, 147].

У образца, вырезанного из зоны столбчатых кристаллов (рисунок 3.50, в), выявлено частичное обезуглероживание на расстоянии от поверхности $\sim 0,5$ мм, под которым располагается структура рельсовой стали в исходном состоянии, но с крупным зерном (№ 2) [129 – 131].

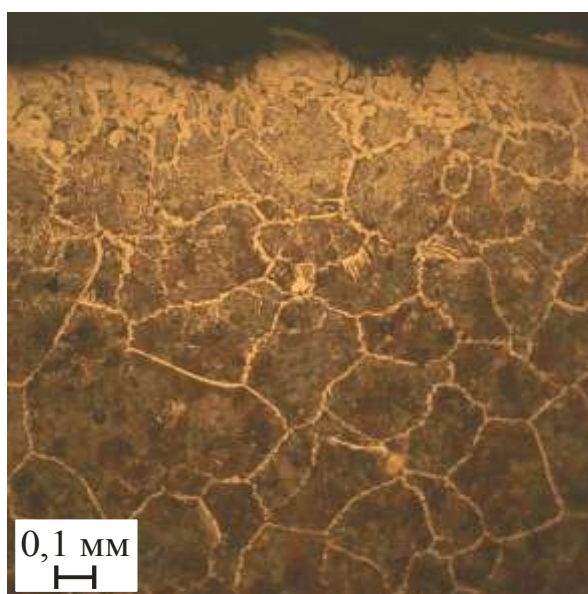
Ещё большее поверхностное обезуглероживание ($\sim 0,8...1,0$ мм) имеет образец, вырезанный из центральной зоны НЛЗ (рисунок 3.51, в). Глубже располагается структура по всему сечению образца с величиной зерна № 1, характерного для перегретой стали. Формирование дефектных структур с большой величиной зерна способствует потере пластичности стали, что подтверждается экспериментальными данными (рисунки 2.5, 2.6, 2.7).



а



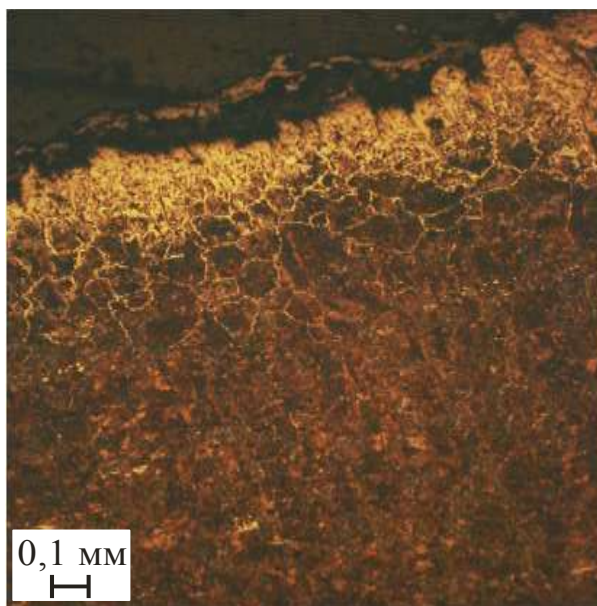
б



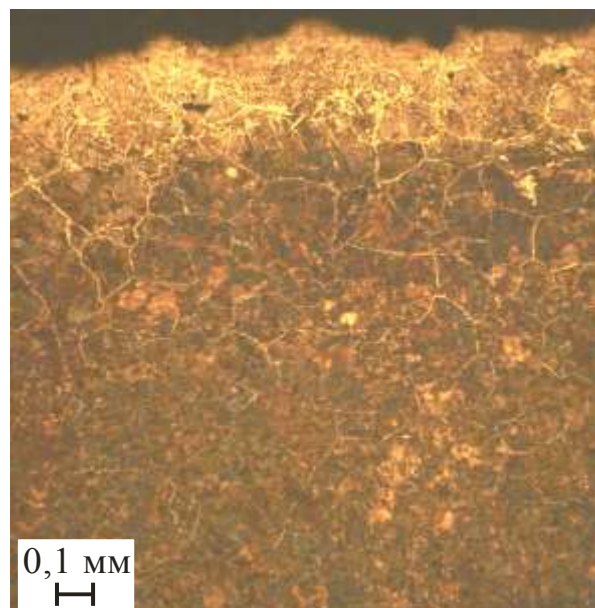
в

а – 1050 °C; б – 1150 °C; в – 1250 °C

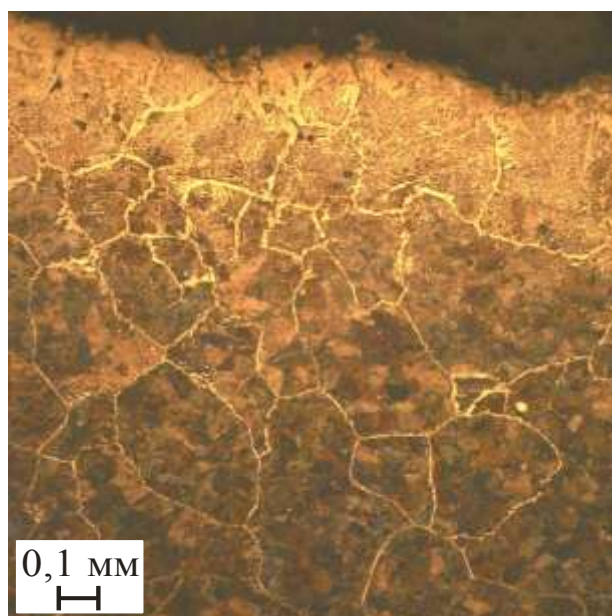
Рисунок 3.49 – Микроструктуры образцов корковой зоны НЛЗ стали марки Э76Ф после высокотемпературного кручения при различных температурах



а



б



в

а – 1050 °C; б – 1150 °C; в – 1250 °C

Рисунок 3.50 – Микроструктуры образцов зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76Ф после высокотемпературного кручения при различных температурах

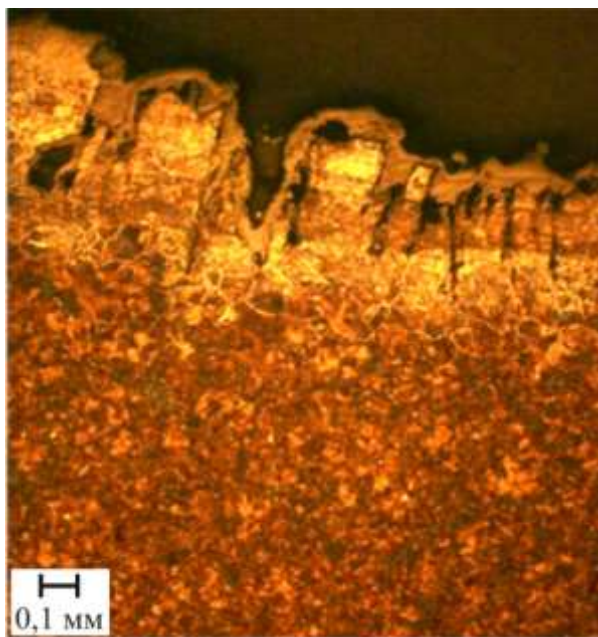
Таблица 3.2 – Результаты исследования микроструктур образцов различных зон НЛЗ стали марки Э76Ф после высокотемпературного кручения

№ п/п	Температура испытаний, °С	Номер зерна по ГОСТ 5639-82	Средний диаметр зерна, мм	Глубина обезуглероженного слоя вместе со структурой видманшtedт, мм
корковая зона				
1	1050	6, 7	0,041–0,031	0,42–0,47
2	1150	5, 4	0,060–0,088	0,67–0,69
3	1250	4, 5	0,088–0,060	0,91–0,96
зона столбчатых кристаллов				
1	1050	6, 7	0,041–0,031	0,36–0,42
2	1150	5, 4	0,060–0,088	0,44–0,47
3	1250	4, 5	0,088–0,060	0,92–0,93
центральная зона				
1	1050	5, 6	0,060–0,041	0,45–0,49
2	1150	4, 5	0,088–0,060	0,69–0,72
3	1250	3, 4, 2	0,125–0,177	0,96–1,02
Примечание: первая цифра обозначает преобладание размера зерна.				

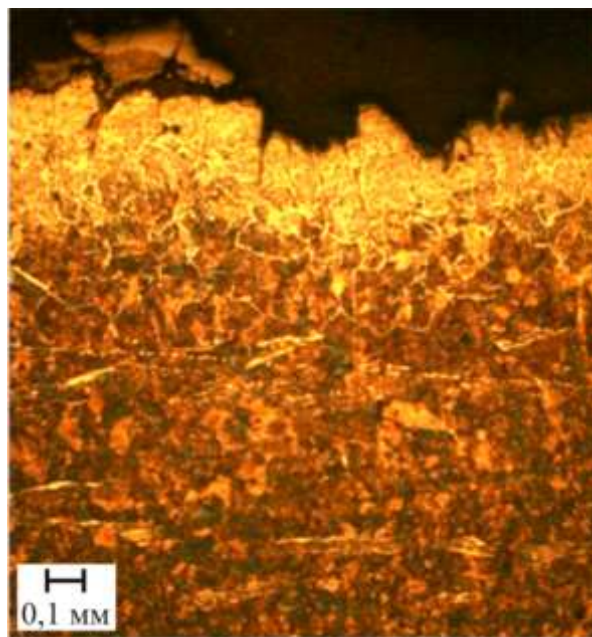
По результатам исследования (рисунок 2.7, 3.51) установлено, что при проведении высокотемпературного кручения образцы, вырезанные из центральной зоны НЛЗ, наиболее склонны к росту зерна в сравнении с корковой более мелкозернистой зоной, что способствует потере пластичности стали [154, 141].

После изучения высокотемпературной пластичности при температурах 1050, 1100 и 1200 °С был проведен анализ микроструктур образцов из всех зон НЛЗ стали марки Э76ХФ (рисунки 3.52 – 3.54). В процессе нагрева под обработку металлов давлением во всех образцах всех зон НЛЗ на поверхности образуется окалина, ниже которой располагается слой частичного обезуглероживания, под которым выявлена структура видманшtedт, плавно переходящая в структуру основного металла. В целом наблюдается постепенный рост зерна аустенита с увеличением температуры нагрева, тоже самое происходит и с величиной обезуглероженного слоя, что подтверждают данные таблицы 3.3. Следует отметить, что при температуре 1200 °С в области перехода структуры вид-

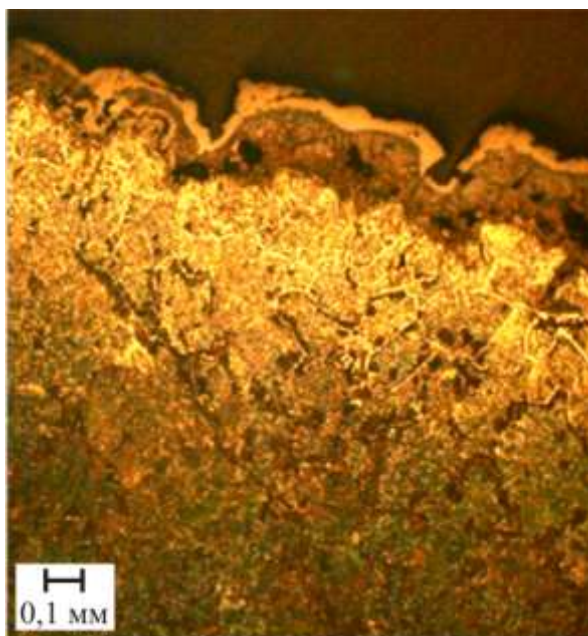
маншдет в структуру основного металла по границам зерен выделяется перлит с высокой степенью дисперсности.



а



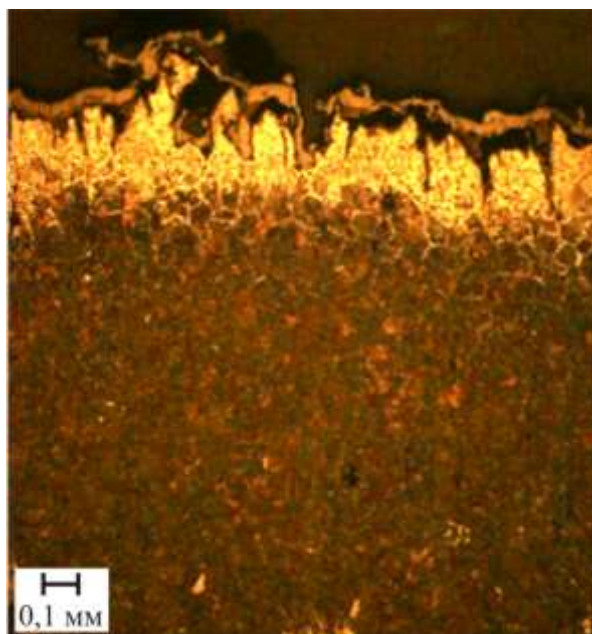
б



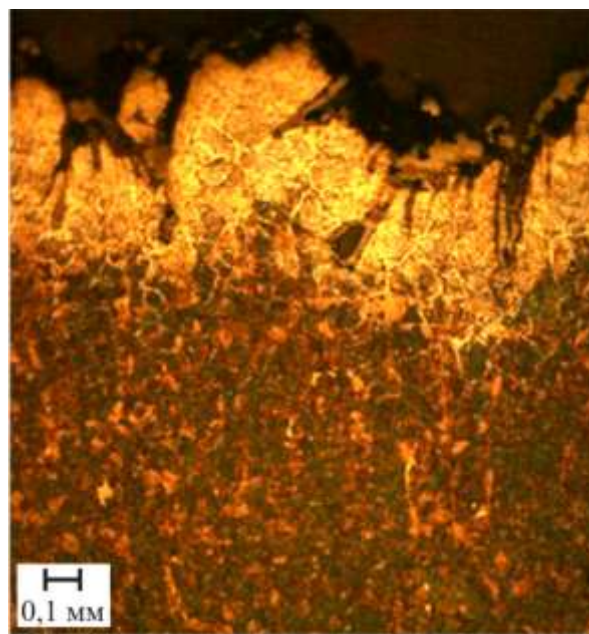
в

а – 1050 °C; б – 1100 °C; в – 1200 °C

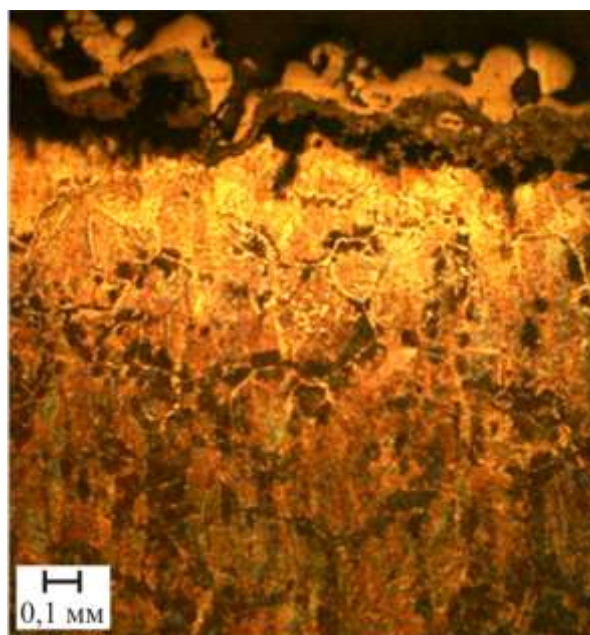
Рисунок 3.52 – Микроструктуры образцов корковой зоны НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения при различных температурах



а



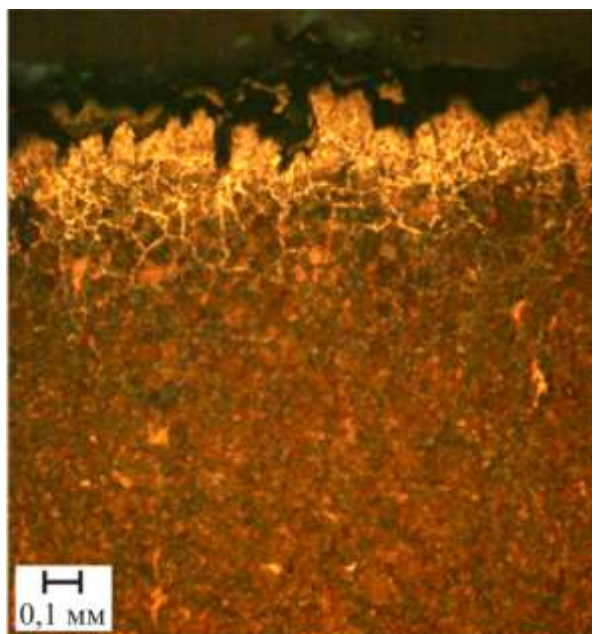
б



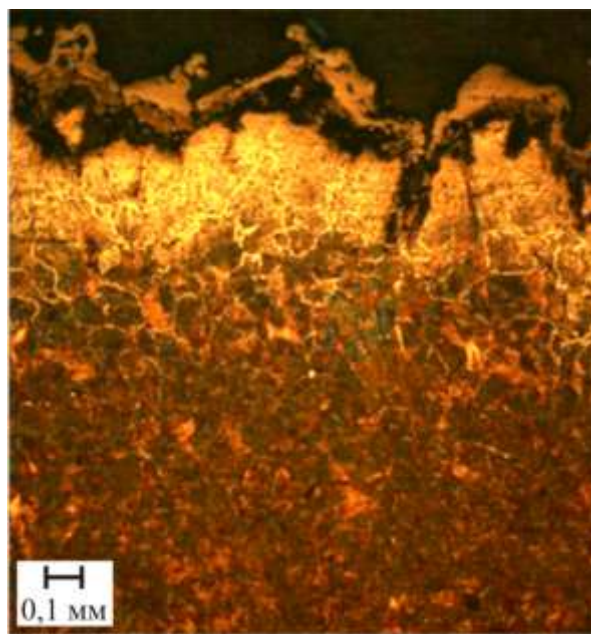
в

а – 1050 °C; б – 1100 °C; в – 1200 °C

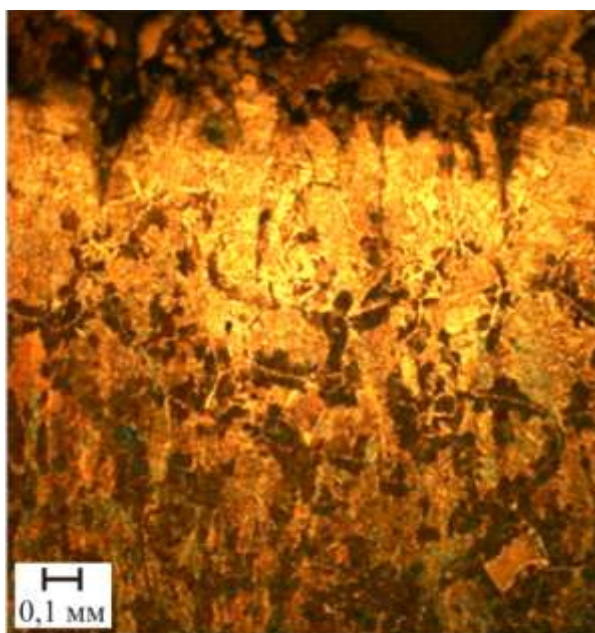
Рисунок 3.53 – Микроструктуры образцов зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения при различных температурах



а



б



в

а – 1050 °C; б – 1100 °C; в – 1200 °C

Рисунок 3.54 – Микроструктуры образцов центральной зоны НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения при различных температурах

Таблица 3.3 – Результаты исследования микроструктур образцов различных зон НЛЗ стали марки Э76ХФ после высокотемпературного кручения

№ п/п	Температура испытаний, °С	Номер зерна по ГОСТ 5639-82	Средний диаметр зерна, мм	Глубина обезуглероженного слоя вместе со структурой видманшtedт, мм
корковая зона				
1	1050	6, 7	0,041–0,031	0,38-0,40
2	1100	5, 6	0,060–0,041	0,61-0,63
3	1200	4, 5	0,088–0,060	0,75-0,74
зона столбчатых кристаллов				
1	1050	6, 7	0,041–0,031	0,31-0,34
2	1100	5, 6	0,060–0,041	0,38-0,40
3	1200	5, 4	0,060–0,088	0,85-0,88
центральная зона				
1	1050	6, 5	0,041–0,060	0,41-0,44
2	1100	5, 4	0,060–0,088	0,63-0,65
3	1200	4, 3, 2	0,088–0,177	0,88-0,89

При сопоставлении результатов экспериментальных исследований сталей марок Э76Ф и Э76ХФ наблюдается положительное влияние микролегирования стали Э76Ф хромом. Известно, что легирование сталей ванадием и хромом даже в небольшом количестве приводит к измельчению зерна [156, 157]. На рисунке 3.55 выявлена тенденция к уменьшению среднего диаметра зерна стали марки Э76ХФ по сравнению со сталью Э76Ф при высоких температурах (1050 – 1200 °С). Установлено, что микролегирование хромом приводит к уменьшению среднего размера зерна в диапазоне температур 1050 – 1200 °С на 27 – 31 %.

Исследование величины обезуглероженного слоя, состоящего из полного и частичного обезуглероживания, сталей марок Э76Ф и Э76ХФ показало, что дополнительное легирование рельсовой стали хромом приводит к снижению глубины данного слоя во всех зонах НЛЗ при температурах кручения 1100 – 1200 °С на 4 – 10 % (рисунок 3.56).

Вместе с тем, легирование хромом стали марки Э76Ф в количестве 0,4 %, согласно данным рисунка 2.9, выявило небольшое снижение высокотемпературной пластичности во всех трех зонах НЛЗ в интервале температур 1025 – 1075 °С, связанного, по данным рентгенографических исследований (рисунки 3.32, 3.34, 3.37) и сканирующей электронной микроскопии (рисунки 2.10 – 2.11), с образованием легированного цементита $(\text{Fe, Mn, Cr})_3\text{C}$ [158 – 161].

Таким образом, перечисленные выше факторы (величина зерна, глубина обезуглероженного слоя) являются одними из основных показателей влияния хрома на структурообразование рельсовой стали Э76ХФ при высокотемпературной пластической деформации.

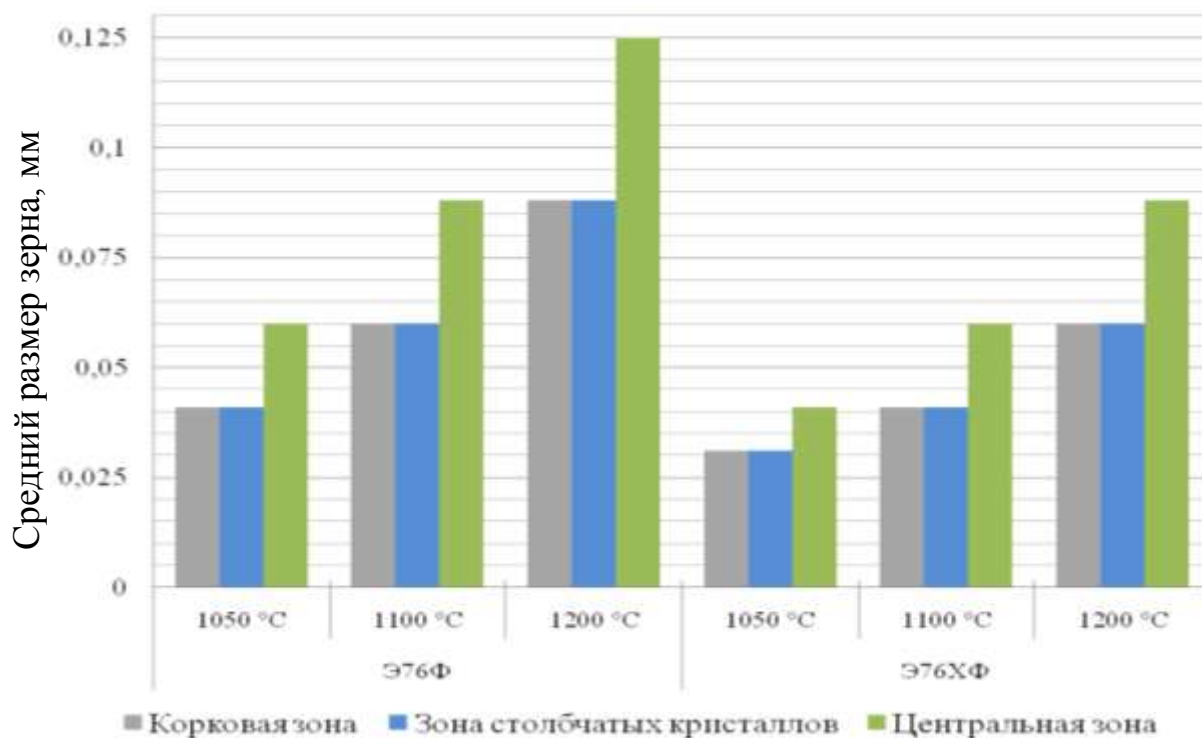


Рисунок 3.55 – Гистограмма изменения среднего размера зерна от температуры пластической деформации различных зон НЛЗ сталей марок Э76Ф и Э76ХФ

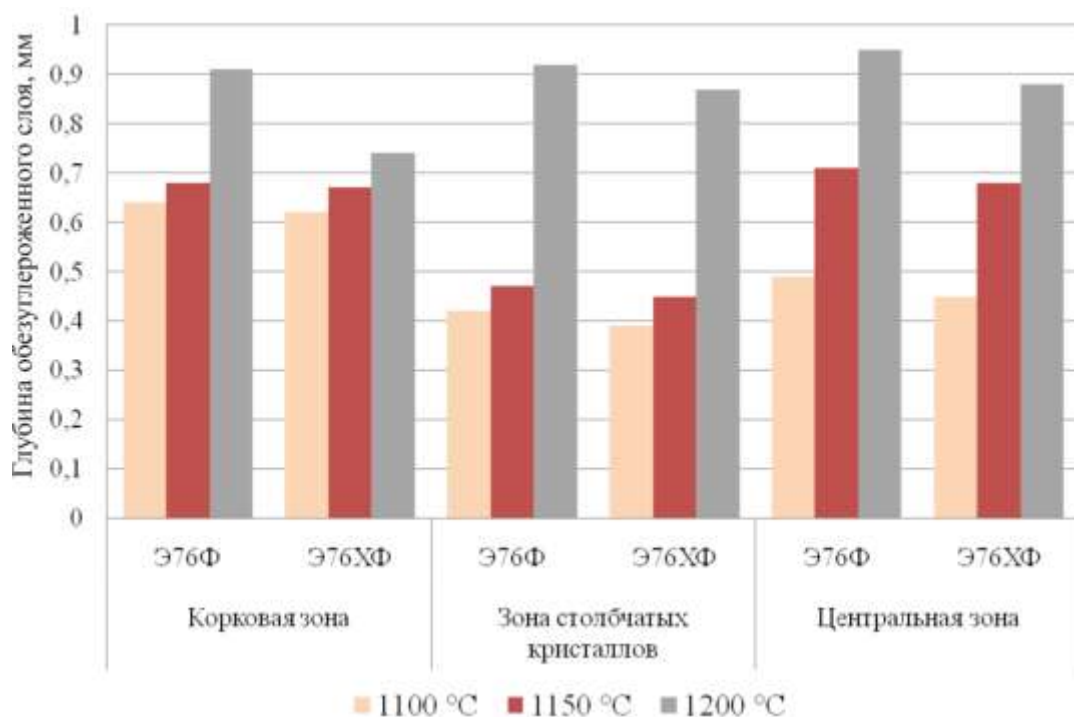
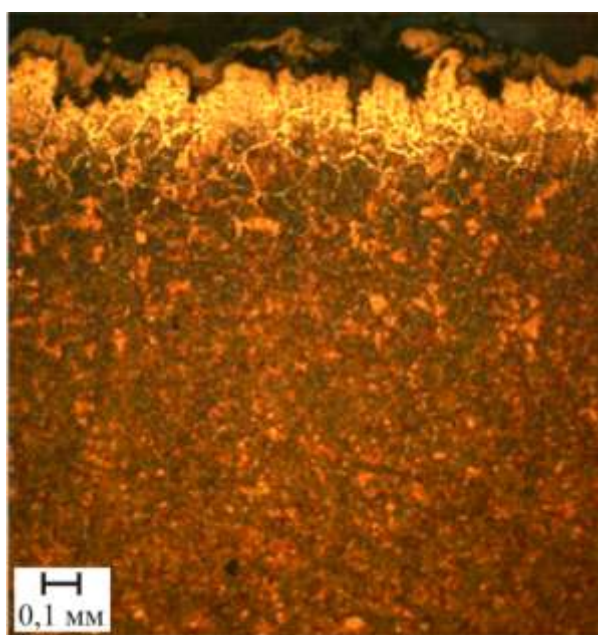
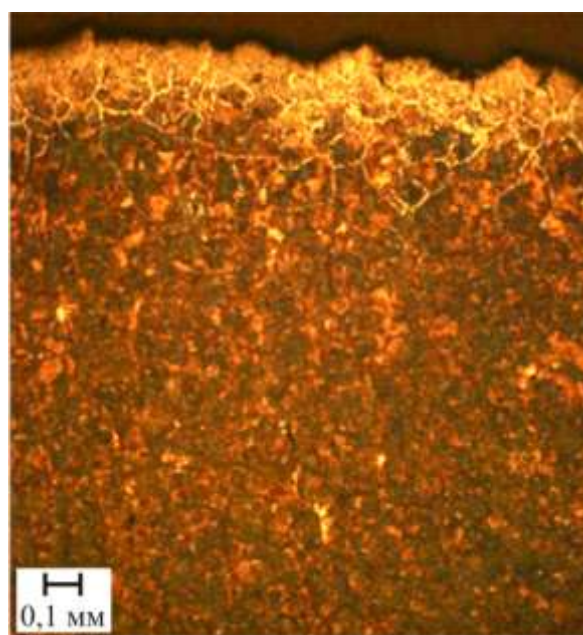


Рисунок 3.56 – Гистограмма изменения глубины обезуглероженного слоя при температурах пластической деформации 1100 – 1200 °C в разных зонах НЛЗ сталей марок Э76Ф и Э76ХФ

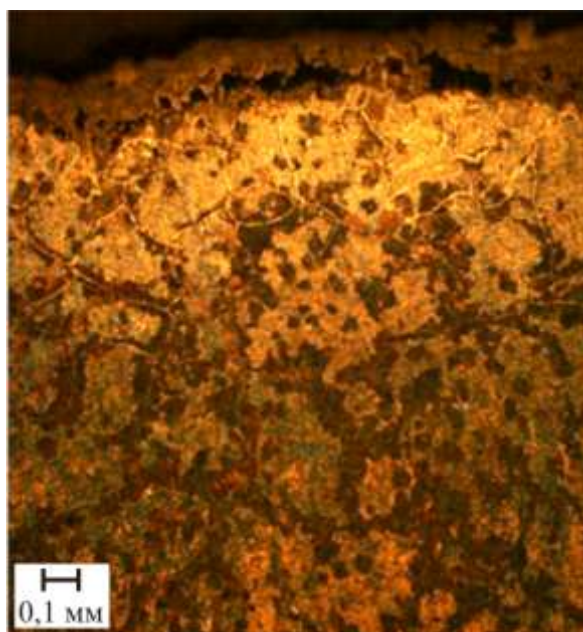
После изучения высокотемпературной пластичности при температурах испытаний 1050, 1100 и 1200 °C был проведен анализ микроструктур образцов из всех зон НЛЗ стали марки Э90ХАФ (рисунки 3.57 – 3.59). Следует отметить ту же тенденцию в увеличении величины зерна и глубины обезуглероженного слоя, что и у стали марки Э76ХФ, однако, у стали марки Э90ХАФ рост зерна и процесс обезуглероживания наблюдается в большей степени. Это подтверждают данные таблицы 3.4. Очевидно, большее содержание углерода и дополнительное микролегирование азотом, несвязанных в карбиды и нитриды, а находящиеся в твердом растворе аустенита, способствуют росту его зерна, а повышение содержания углерода способствует протеканию более интенсивного обезуглероживания [158].



а



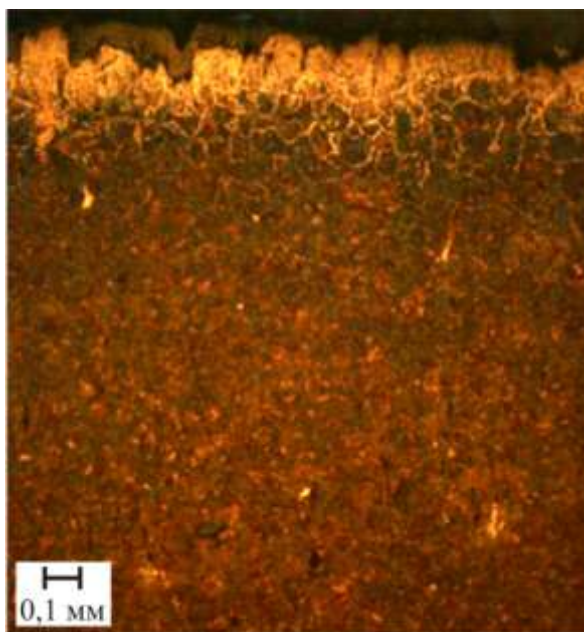
б



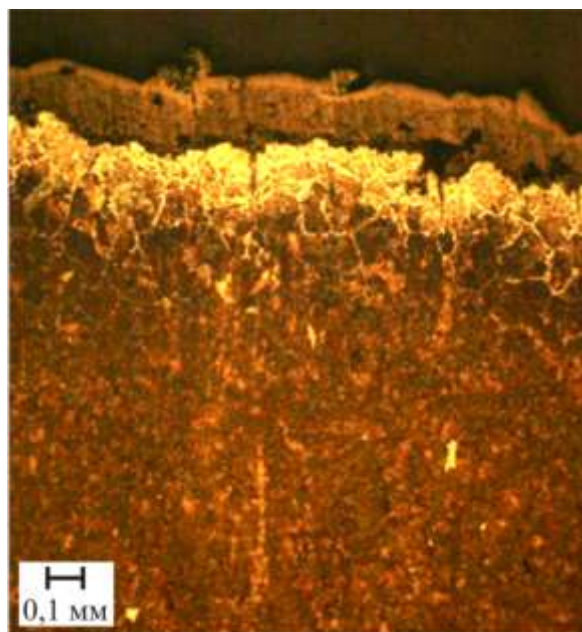
в

а – 1050 °C; б – 1100 °C; в – 1200 °C

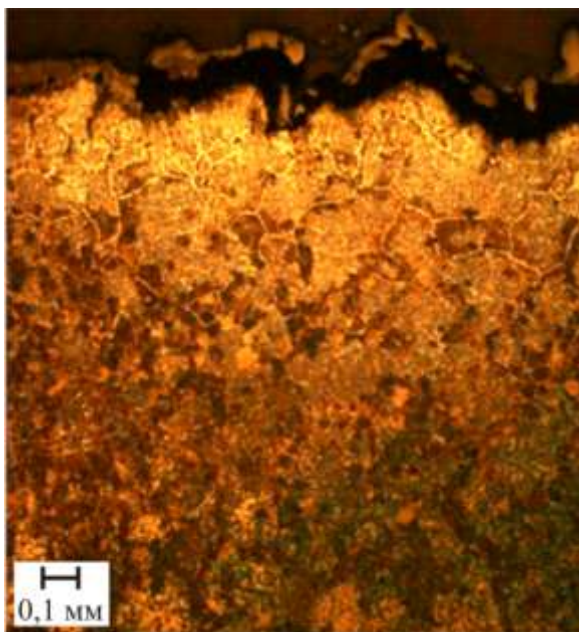
Рисунок 3.57 – Микроструктуры образцов корковой зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения при различных температурах



а



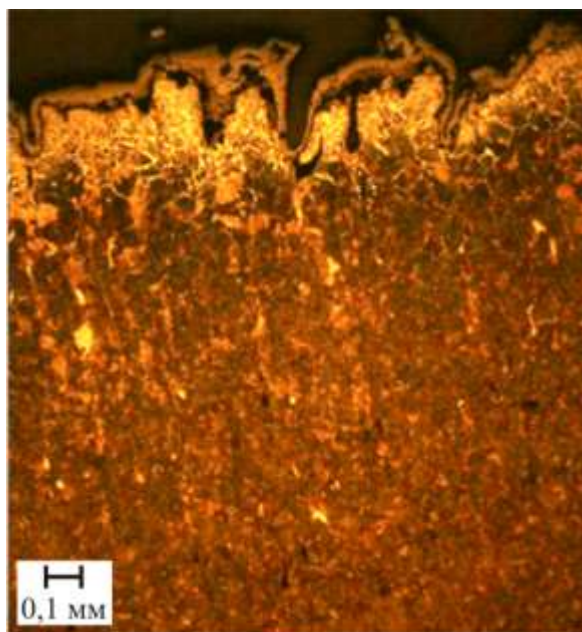
б



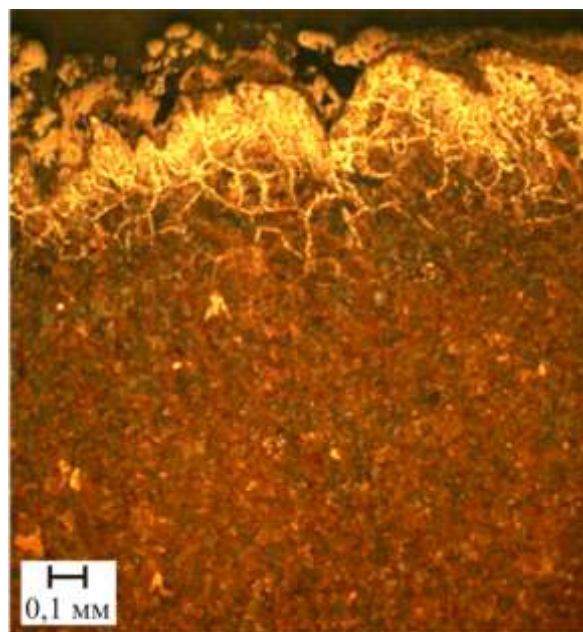
в

а – 1050 °C; б – 1100 °C; в – 1200 °C

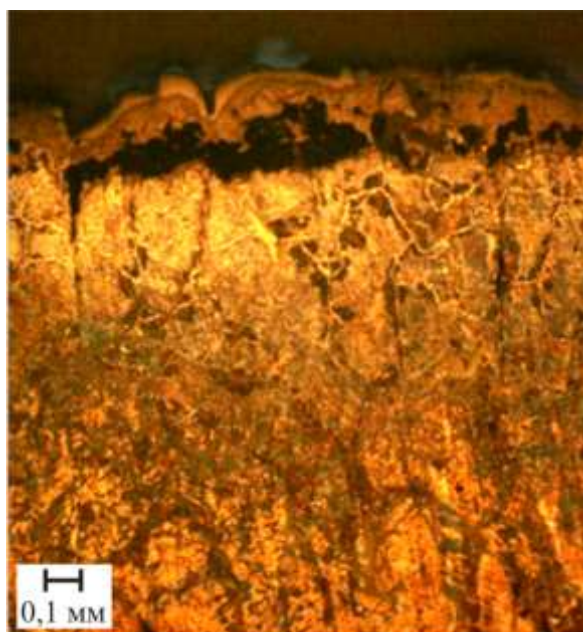
Рисунок 3.58 – Микроструктуры образцов зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения при различных температурах



а



б



в

а – 1050 °C; б – 1100 °C; в – 1200 °C

Рисунок 3.59 – Микроструктуры образцов центральной зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения при различных температурах

Таблица 3.4 – Результаты исследования микроструктур образцов различных зон НЛЗ стали марки Э90ХАФ после высокотемпературного кручения

№ п/п	Температура испытаний, °С	Номер зерна по ГОСТ 5639-82	Средний диаметр зерна, мм	Глубина обезуглероженного слоя вместе со структурой видманшtedт, мм
корковая зона				
1	1050	5, 6	0,060-0,041	0,40–0,41
2	1100	4, 5	0,088-0,060	0,46-0,49
3	1200	3, 2, 4	0,177-0,088	0,78-1,01
зона столбчатых кристаллов				
1	1050	5, 6	0,060-0,041	0,41-0,44
2	1100	5, 4	0,060-0,088	0,44-0,48
3	1200	2, 3, 1	0,177-0,250	1,09-1,13
центральная зона				
1	1050	6, 5	0,041-0,060	0,36-0,40
2	1100	5, 4	0,060-0,088	0,48-0,50
3	1200	2, 3, 1	0,177-0,250	0,88-0,91
Примечание: первая цифра обозначает преобладание размера зерна.				

3.4 Выводы

1. Экспериментально установлены виды неметаллических включений трех зон непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.

Выявлено, что корковая зона всех выше перечисленных сталей содержит нитриды алюминия и оксиды точечные. В зоне столбчатых кристаллов наблюдаются оксиды точечные, силикаты недеформирующиеся, а в стали марки Э76ХФ идентифицированы сульфидные включения. В центральной зоне определены сульфиды, силикаты недеформирующиеся, оксиды точечные. В стали марки Э76Ф дополнительно обнаружены силикаты хрупкие.

2. Экспериментально выявлено, что образцы, вырезанные из центральной зоны НЛЗ, в большей степени подвержены обезуглероживанию, чем образцы из корковой зоны. Аналогичная тенденция выявлена с изменением величины зерна: максимальная – в центральной зоне НЛЗ и минимальная – в корковой зоне.

3. Наличие недеформирующихся силикатов алюминия ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), железа ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) и марганца ($\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$) совместно с ростом зерна аустенита может приводить к снижению показателей степени деформации сдвига.

4. Результаты проведенных исследований показали, что наличие неметаллических включений в непрерывно-литой заготовке при дальнейшей деформации способствует развитию трещинообразования и ускорению разрушения металлического изделия. Для снижения содержания неметаллических включений необходимо создавать условия для их удаления из расплава на этапах внепечной обработки и непрерывной разливки стали.

5. В результате проведенных исследований получены данные о влиянии легирования стали марки Э76Ф хромом в количестве 0,4 %. Установлено, что данное микролегирование приводит к уменьшению среднего размера зерна в диапазоне температур 1050 – 1250 °С на 27 – 31 %, а величину обезуглероженного слоя в интервале температур 1100 – 1200 °С снижает на 4 – 10 %.

4 Рекомендации использования и промышленное внедрение результатов исследований высокотемпературной пластичности рельсовых сталей

4.1 Рекомендации по корректировке температурного режима прокатки стометровых рельсов в условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Производство рельсов из непрерывно-литых заготовок должно быть основано на их прогреве и хорошей проработки всех зон слитка при пластической деформации. Исследованное в данной диссертационной работе влияние температуры нагрева на пластичность в трёх зонах НЛЗ из рельсовой электростали, микролегированной ванадием и хромом, азотом позволит скорректировать температурный режим нагрева заготовки под прокатку, повысить качество готового проката, снизить затраты топливно-энергетических ресурсов на нагрев под прокатку.

Полученные новые данные о высокотемпературной пластичности рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ с позиции изучения структурообразования, неметаллических включений сталей и установление температурных интервалов с максимумом пластичности позволит выбрать рациональную температуру прокатки.

На основании полученных результатов диссертационной работы проведена экспериментальная корректировка режимов работы печи с шагающими балками рельсобалочного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» с уменьшением температуры нагрева непрерывно-литых заготовок перед прокаткой, что позволило снизить расход природного газа на 1 м³ на тонну рельсовой продукции специального назначения.

Совокупный экономический эффект от внедрения результатов исследований оценивается на уровне 446 тыс. руб. в год (см. приложение).

После реконструкции в 2013 году рельсобалочного цеха АО «ЕВРАЗ

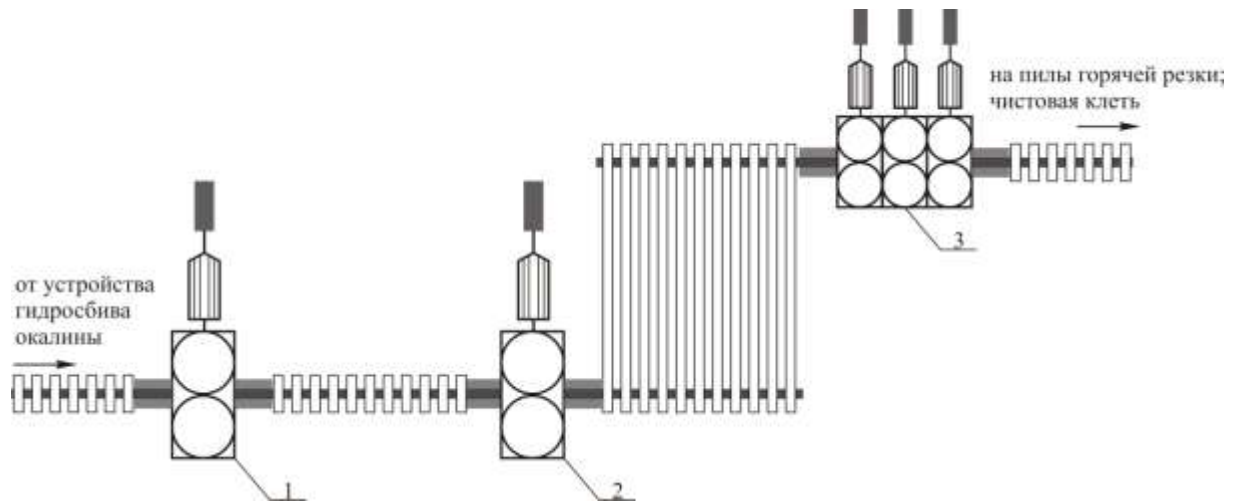
ЗСМК» был запущен в эксплуатацию новый непрерывный универсальный рельсобалочный стан, в состав которого входят [162]: нагревательная печь с шагающими балками; устройство для гидросбива первичной и вторичной окалины; последовательно расположенные двухвалковые реверсивные обжимные клетки (*BD1* и *BD2*); универсальный тандем стан, установленный со смещением от линии прокатки и состоящий из двух универсальных (*UR* и *UF*) клеток и одной вертикальной вспомогательной клетки (*E*), отдельно расположенной калибрующей универсальной клетки (*U₀*) а, устройства для автоматического измерения чистового профиля, автоматическая клеймовочная машина. Схема обжимных клеток и тандем-группы показана на рисунке 4.1.

После ряда усовершенствований схемы прокатки, в соответствии с калибровкой, она содержит следующие этапы (рисунок 4.2) [162]:

- прокатка в первой обжимной клетке *BD1* осуществляется за 8 проходов, из которых первые 6 осуществляются в ящичных калибрах, седьмой в калибре «лежащая трапеция», после чего в трапецевидном калибре без разрезки со стороны будущей подошвы;

- прокатка во второй обжимной клетке *BD2* – первый и второй пропуски в первом закрытом рельсовом калибре «балочного типа» с разрезкой со стороны будущей подошвы; третий пропуск во втором закрытом рельсовом калибре «балочного типа»; четвертый пропуск – в открытом симметричном рельсовом калибре;

- после прокатки в обжимных клетях раскат поступает для дальнейшей деформации в клетях тандем-группы, которая осуществляется за три прохода: первый пропуск – непрерывная прокатка в первой универсальной клетке (*UR*) и вспомогательной клетки (*ER*), валки второй универсальной клетки (*UF*) при этом разведены; второй пропуск – в первой универсальной клетке (*UR*) после ее реверсирования с разведенными валками вспомогательной клетки (*ER*); третий пропуск непрерывная прокатка во всех трех клетях непрерывной группы (*UR*, *ER*, *UF*).



1 – двухвалковая реверсивная обжимная клетка *BD1*;

2 – двухвалковая реверсивная обжимная клетка *BD2*; 3 – тандем-группа

Рисунок 4.1 – Схема обжимных клеток и тандем-группы рельсобалочного стана

АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

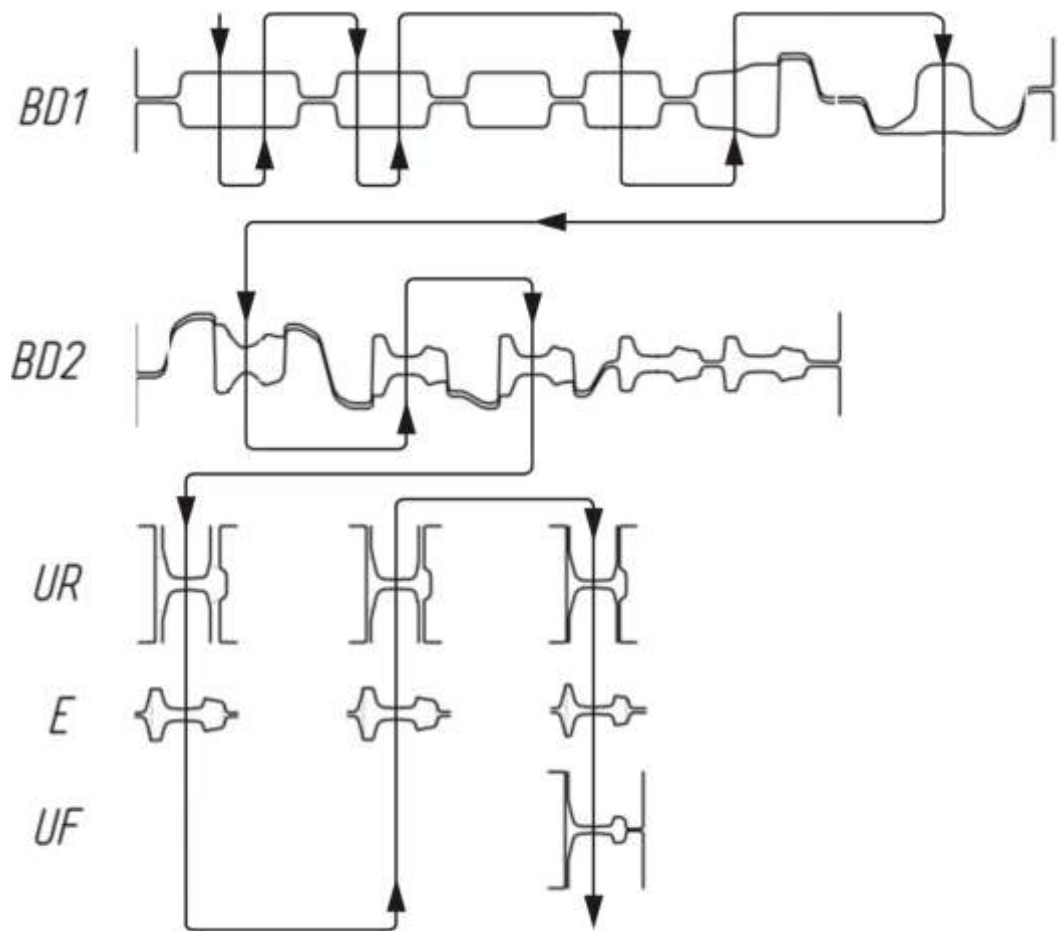


Рисунок 4.2 – Схема прокатки рельсов Р65 на универсальном рельсобалочном

стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Необходимо отметить, что максимальной деформации непрерывно-литая заготовка подвергается в двухвалковой реверсивной обжимной клетке (*BD2*) при первом и втором пропуске в первом закрытом рельсовом калибре «балочного типа» с разрезкой со стороны будущей подошвы.

Известно, что нагрев непрерывно-литых заготовок перед прокаткой в печи с шагающими балками производится до температуры 1200 – 1240 °С, при прохождении через устройство для гидросбива первичной и вторичной окалины и дальнейшем движении по рольгангу к первой обжимной клетке (*BD1*) (начало прокатки), температура падает в среднем до 1180 – 1170 °С. Отталкиваясь от температур начала прокатки, целесообразно осуществить все технологические процессы прокатки (прокатка в ящичных калибрах, прокатка в калибре «лежащая трапеция», прокатка в трапецевидном калибре без разрезки со стороны будущей подошвы) в первой обжимной клетке (*BD1*) до температур 1120 – 1125 °С, чтобы прокатка во второй обжимной клетке (*BD2*) началась при температуре максимальной пластичности 1100 ± 10 °С.

Выполнение данного условия, во время максимальной деформации при максимальной пластичности стали, позволит не только снизить нагрузку на рабочую группу стана (*BD2*), но и приведет к наилучшей прорабатываемости заготовительных частей для головки, шейки и подошвы рельса и, как следствие, измельчение зерна во время данного процесса.

Для стали марки Э76ХФ, в которой наблюдается снижение пластичности в диапазоне температур 1025 – 1050 °С, во время прокатки необходимо снижать степень деформаций в данном интервале температур, что несложно осуществлять в производственных условиях непрерывного универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» путем повышения или понижения скорости рабочей группы стана.

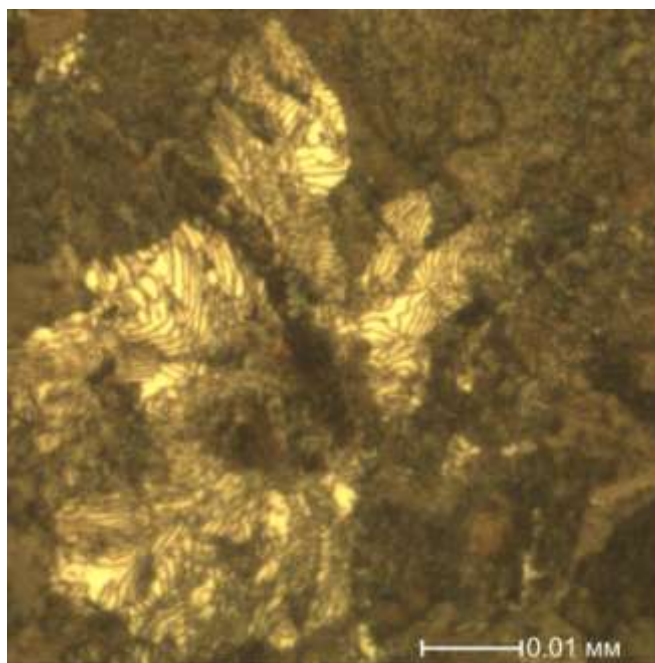
4.2 Промышленное использование предлагаемой корректировки температурного режима прокатки стометровых рельсов в условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

В производственных условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК» в качестве эксперимента была проведена прокатка стометровых рельсов Р65 категории ДТ 350 из стали марки Э76ХФ по предложенной в диссертационной работе технологии, заключающаяся в снижении температуры заготовки, выходящей из печи с шагающими балками с температурой 1170 – 1180 °С (см. приложения Г и Д).

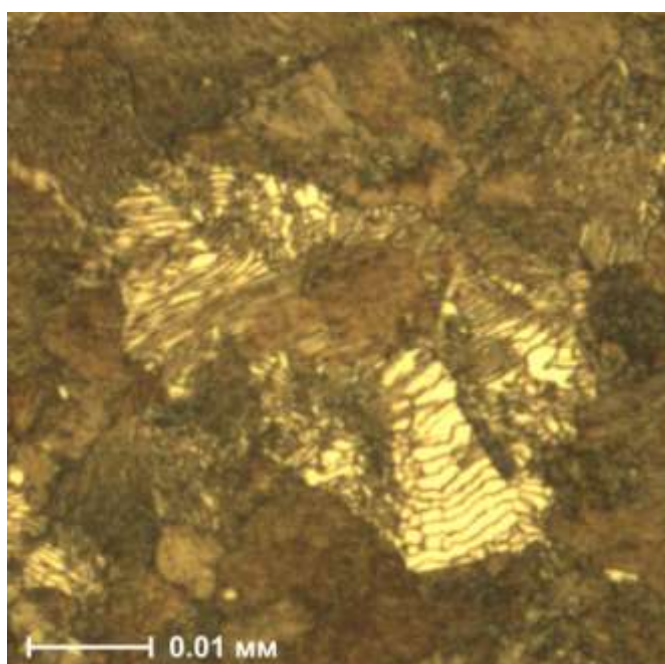
После прохождения заготовки через устройство для гидросбива первичной и вторичной окалины и дальнейшем движении по рольгангу к первой обжимной клетки (*BD1*), температура падает в среднем до 1140 – 1150 °С. После прокатки в первой обжимной клетки (*BD1*) заготовка подается во вторую обжимную клетку (*BD2*) с температурой, приближенной к максимуму пластичности стали – 1100 °С, где происходит максимальная деформация заготовки в первом закрытом рельсовом калибре «балочного типа» с разрезкой со стороны будущей подошвы. Это не приведет к серьезным изменениям энергосиловых параметров прокатки в клетки *BD2*. Дальнейшие процессы производства рельсов происходят согласно технологической инструкции без изменений.

Было проведено сопоставление результатов исследований по используемой в настоящее время заводом технологии и предложенной диссертационной работой на стали марки Э76ХФ, химический состав которой соответствует ГОСТ Р 51685-2013.

Микроструктуры стали марки Э76ХФ после дифференцированной закалки по используемой АО «ЕВРАЗ ЗСМК» технологии и технологии с пониженной температурой прокатки представлены на рисунке 4.3.



а



б

а – используемая на АО «ЕВРАЗ ЗСМК»; б – предлагаемая

Рисунок 4.3 – Микроструктуры стали марки Э76ХФ после дифференцированной закалки по разным технологиям

По используемой и предлагаемой технологиям выявлены идентичные структуры и представлены сорбитом закалки.

Механические испытания рельсов из стали марки Э76ХФ, изготовленных по используемой и предлагаемой технологиям, представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Механические свойства рельсов из стали марки Э76ХФ после производства по используемой заводом технологии и предложенной в диссертационной работе

Механические свойства	ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350	Технологии			
		Используемая		Предлагаемая	
Твердость поверхности, НВ	352–405	390		380	
Твердость на глубине 10 мм, выкружка левая, НВ	341	375		366	
Твердость на глубине 10 мм, выкружка правая, НВ	341	378		370	
Твердость на глубине 22 мм от поверхности, НВ	321	356		350	
Твердость шейки, НВ	не более 341	326		319	
Твердость подошвы, НВ	не более 363	345		341	
КСУ, Дж/см ²	не менее 15	27	19	34	35

Известно, что живучесть рельса напрямую зависит от ударной вязкости, т.е. если рельс обладает высокой ударной вязкостью, то до момента хрупкого усталостного разрушения требуется продолжительный отрезок времени. И наоборот, если значение ударной вязкости низкие, то за короткий промежуток времени произойдет хрупкий излом.

Основным показателем при сдаче рельсов предприятием заказчику является ударная вязкость. По данным таблицы 4.1 наблюдается повышение показателей ударной вязкости образцов, вырезанных из рельсов, прокатанных по предлагаемой технологии, по сравнению с показателями ударной вязкости на образцах по используемой технологии. Это можно объяснить с позиции наилучшей прорабатываемости заготовительных частей для головки, шейки и подошвы рельса в области максимальной пластичности данной стали и, как следствие, измельчение зерна. При определении размера зерна по предлагаемой

диссертационной работой технологии по ГОСТ 5639-82 выявлены № 8 (преобладающий) и № 7, по сравнению с используемой технологией, где № 7 (преобладающий) и № 8.

При сопоставлении результатов твердости по двум технологиям установлено, что они соответствуют требованиям ГОСТ Р 51685-2013. При производстве рельсовой продукции, используя технологию дифференцированной закалки, основной задачей является обеспечение требуемых свойств в головке рельса, а шейка и подошва термически не упрочняются, их свойства определяются химическим составом.

4.3 Выводы

1. Экспериментально выявлено, что предлагаемое в диссертационной работе снижение температуры нагрева непрерывно-литых заготовок перед прокаткой в печи с шагающими балками с 1200 – 1240 °С до 1180 – 1170 °С в целом не изменяет технологический процесс прокатки рельсов, но способствует уменьшению глубины обезуглероженного слоя по сравнению с технологией, используемой на рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

2. Рекомендуются при температурах максимальной пластичности 1100 ± 10 °С для сталей марок Э76ХФ, Э90ХАФ и 1150 ± 10 °С для стали марки Э76Ф реализовывать прокатку с максимальной деформацией в первом закрытом рельсовом калибре «балочного типа» с разрезкой со стороны будущей подошвы.

3. В результате проведенного эксперимента по предлагаемой в диссертационной работе технологии в производственных условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК» выявлены более высокие и равномерные показатели ударной вязкости.

4. Совокупный экономический эффект от внедрения результатов работы, основанный на снижении доли несоответствующей продукции и экономии природного газа составляет 6,3 млн. руб. в год.

Заключение

1. На основе экспериментальных исследований методом горячего кручения установлены особенности изменения пластичности металла в интервале температур 900 – 1200 °С в различных зонах (корковая зона, зона столбчатых кристаллов, центральная зона) по сечению непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей. Установлено, что максимальный ресурс пластичности наблюдается у стали марки Э76Ф при температуре $1150 \pm 10^\circ\text{C}$, Э76ХФ и Э90ХАФ – $1100 \pm 10^\circ\text{C}$. Дальнейшее повышение температуры приводит к снижению пластичности исследуемых марок сталей. По мере продвижения от края к центру непрерывно-литых заготовок для всех исследуемых марок стали наблюдается снижение технологической пластичности металла, связанное с увеличением размера зерна стали и количества неметаллических включений.

2. Получены новые уравнения регрессии и эмпирические зависимости влияния температуры на степень деформации сдвига рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ.

3. Установлены виды, определены морфология, химический и фазовый составы неметаллических включений в различных зонах по сечению непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ. Выявлено, что основными неметаллическими включениями в корковой зоне всех исследуемых сталей являются оксиды точечные (Al_2O_3) и нитриды алюминия (AlN), в зоне столбчатых кристаллов – оксиды точечные (Al_2O_3) и силикаты ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$; $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$; $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$), а в центральной зоне непрерывно-литых заготовок – силикаты ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$; $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$; $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$), оксиды точечные (Al_2O_3), сульфиды (MnS). Наибольшее количество включений наблюдается в центральной зоне НЛЗ, минимальное – в корковой зоне. Выявленные во всех исследованных рельсовых сталях недеформирующиеся силикаты алюминия ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), железа ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) и марганца ($\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$) способствуют локализации деформации, и совместно с ростом зерна аустенита могут приводить к

снижению показателей степени деформации сдвига, а соответственно и технологической пластичности.

4. В результате экспериментальных исследований установлено, что для рельсовой стали марки Э76ХФ с повышенным, по сравнению со сталью марки Э76Ф, содержанием хрома в диапазоне температур 1050 – 1250 °С характерны меньшие на 27 – 31 % средний размер зерна стали, и в диапазоне температур 1100 – 1200 °С меньшая на 4 – 10 % глубина обезуглероженного слоя.

5. Разработан ресурсосберегающий температурный режим нагрева и прокатки рельсов на непрерывном универсальном рельсобалочном стане, основанный на эффективном использовании пластичности металла при высоких температурах, обеспечивающий увеличение значения ударной вязкости рельсовой стали на 20 %. Конечные температуры нагрева непрерывно-литых заготовок в методической печи с шагающими балками снижены с 1200 – 1240 °С до 1180 – 1170 °С. Прокатка в первой обжимной клетке (*BD1*) осуществляется при температурах 1120 – 1125 °С, во второй обжимной клетке (*BD2*) в первом закрытом рельсовом калибре «балочного типа» с разрезкой со стороны будущей подошвы реализуется с максимальной деформацией при температурах максимальной пластичности стали (для марок Э90ХАФ, Э76ХФ 1100 ± 10 °С).

6. Разработанный температурный режим апробирован и принят к внедрению в условиях рельсобалочного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (внесены соответствующие изменения в технологическую инструкцию по производству рельсов 899–РБЦ–02–2017). Совокупный экономический эффект от внедрения результатов работы, основанный на снижении доли несоответствующей продукции и экономии природного газа составляет 6,3 млн. руб. в год.

Список литературы

1. Мищенко И.О. Влияние технологических факторов на качество непрерывно-литых стальных заготовок / И.О. Мищенко, А.В. Дуб, Е.В. Макарычева, А.М. Ламухин [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 1. – С. 19–22.
2. Мищенко И.О. Моделирование и оптимизация температурного поля непрерывно-литого слитка / И.О. Мищенко, А.В. Дуб, Е.В. Макарычева, А.М. Ламухин [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 3. – С. 15–21.
3. Фёдоров Л.К. Исследование особенностей формирования непрерывно-литой заготовки при разливке рельсовой стали / Л.К. Фёдоров, А.В. Куклев, В.И. Ильин, Л.В. Минаева [и др.] // Электromеталлургия. – 2000. – № 10. – С. 36–39.
4. Козырев Н.А. Совершенствование технологии выплавки рельсовой стали в дуговых электропечах / Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Н.Н. Тиммерман, В.П. Дементьев [и др.] // Электromеталлургия. – 2002. – № 12. – С. 20–22.
5. Козлов А.В. Рельсовая сталь. Ч. 1 / А.В. Козлов // Производство проката. – 2005. – № 8. – С. 41–46.
6. Козлов А.В. Рельсовая сталь. Ч. 1 / А.В. Козлов // Производство проката. – 2005. – № 9. – С. 37–47.
7. Yates J.K. Innovation in Rail Steel / J.K. Yates // Science in Parliament. – 1996. – № 53. – P. 2–3
8. Гуляева Т.П. Исследование качества непрерывно-литых заготовок рельсовой стали повышенной чистоты / Т.П. Гуляева, В.Ф. Царев, Н.А. Козырев, В.Н. Перетятыко [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2000. – № 2. – С. 10–11.
9. Дерябин А.А. Качество рельсов из легированной хромом и ванадием стали / А.А. Дерябин, В.Е. Семенов, В.В. Матвеев, А.Б. Добужская [и др.] // Сталь. – 2004. – № 1. – С. 58–61.

10. Мельников А.Ю. Опыт перевода регенеративных нагревательных колودцев на нагрев непрерывно-литых заготовок рельсовой стали / А.Ю. Мельников, В.Н. Перетяtko, Э.А. Тукмачев, М.В. Темлянцев // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – 2004. – № 13. – С. 25–28.

11. Темлянцев М.В. Исследование угара и обезуглероживания непрерывно-литых заготовок рельсовой стали при нагреве в методических печах с шагающими балками / М.В. Темлянцев // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – 2006. – № 16. – С. 42–45.

12. Темлянцев М.В. Разработка перспективных технологий нагрева непрерывнолитых заготовок рельсовой стали / М.В. Темлянцев // Вестник РАЕН. – 2006. – № 3. – С. 65–69.

13. Темлянцев М.В. Развитие металлургических основ теории и ресурсосберегающей технологии тепловой обработки стали: дис. ... д-ра тех. наук : 05.16.02 / Темлянцев Михаил Викторович. – Новокузнецк., 2007. – 328 с.

14. Темлянцев М.В. 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 // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2004. – № 8. – С. 36–38.

15. Темлянцев М.В. Микротвердость обезуглероженного слоя рельсовой стали / М.В. Темлянцев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 9. – С. 63–64.

16. Темлянцев М.В. О выборе температурных режимов нагрева под прокатку непрерывно-литых заготовок рельсовой электростали / М.В. Темлянцев, В.В. Гаврилов, Л.В. Корнева, Л.Т. Кожеурова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 12. – С. 47–49.

17. Александров И.В. Совершенствование технологии производства рельсовой стали / И.В. Александров, Е.П. Кузнецов, Д.В. Бойков, В.В. Могильный [и др.] // Сталь. – 2013. – № 1. – С. 30–33.

18. Темлянцев М.В. Нагрев под прокатку непрерывнолитых заготовок рельсовой электростали / М.В. Темлянцев, В.В. Гаврилов, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 6. – С. 51–53.

19. Темлянцев М.В. Определение максимальных температур нагрева перед прокаткой рельсовой электростали / М.В. Темлянцев // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – 2005. – № 15. – С. 61–64.

20. Темлянцев М.В. Влияние температурно-временного фактора на глубину видимого обезуглероженного слоя рельсовой стали / М.В. Темлянцев // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – 2006. – № 17. – С. 44–47.

21. Пан А.В. Структура и свойства рельсов из стали, микролегированной ванадием и титаном / А.В. Пан, А.Б. Добужская, Г.А. Галицин, Е.А. Шур // Сталь. – 2001. – № 10. – С. 55–57.

22. Ворожищев В.И. Качество рельсов из дисперсионно-упрочненной стали / В.И. Ворожищев, Ю.Д. Девяткин, Е.А. Шур // Сталь. – 2003. – № 8. – С. 64–70.

23. Ворожищев В.И. Качество рельсов из заэвтектоидной стали, микролегированной ванадием и азотом / В.И. Ворожищев, В.В. Павлов, Е.А. Шур // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2005. – № 8. – С. 41–44.

24. Ворожищев В.И. Повышение качества объемно-закаленных рельсов из непрерывно-литой электростали микролегированием увеличенным количеством ванадия и азота / В.И. Ворожищев // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2006. – № 12. – С. 27–30.

25. Павлов В.В. Производство рельсов повышенной износостойкости / В.В. Павлов, Л.А. Годик, Л.В. Корнева, Н.А. Козырев [и др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2007. – № 10. – С. 35–37.

26. Перетяцько В.Н. Влияние сечения непрерывно-литой заготовки на качество железнодорожных рельсов Р65 / В.Н. Перетяцько, С.Г. Литвин, В.В. До-

рофеев, Е.М. Пятайкин // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2002. – № 12. – С. 28–30.

27. Юрьев А.Б. Изучение трансформации дефектов непрерывно-литой заготовки при производстве рельсов / А.Б. Юрьев, Л.А. Годик, Р.Ф. Нугуманов, Н.А. Козырев [и др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2009. – № 2. – С. 42–44.

28. Юрьев А.Б. Трансформация дефектов непрерывно-литой заготовки при производстве рельсов / А.Б. Юрьев, Л.А. Годик, Н.А. Козырев, Л.В. Корнева [и др.] // Сталь. – 2009. – № 7. – С. 28–30.

29. Царев В.Ф. Производство железнодорожных рельсов из непрерывно-литых заготовок / В.Ф. Царев, В.Н. Перетятыко, Н.А. Козырев, А.В. Негода // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1999. – № 10. – С. 51–53.

30. Смирнов Л.А. Эффективность применения ванадия для легирования стали / Л.А. Смирнов // Электromеталлургия. – 2003. – № 2. – С. 4–11.

31. Павлов В.В. Освоение производства рельсов Р65К из заэвтектоидной стали Э83Ф / В.В. Павлов, В.П. Дементьев, Н.А. Козырев, Л.В. Корнева [и др.] // Электromеталлургия. – 2005 – № 2. – С. 2–6.

32. Панфилова Л.М. Уникальные свойства сталей нового поколения, микролегированных ванадием и азотом / Л.М. Панфилова, Л.А. Смирнов // Сталь. – 2010. – № 5. – С. 116–121.

33. Asahi H. Hydrogen trapping behavior in vanadium-added steel / H. Asahi, D. Hirakami, S. Vamasaki // ISIJ International. – 2003. – V. 43. – P. 527–533.

34. Корчинский М.М. Передовые металлургические конструкционные материалы и новая роль микролегированных сталей / М.М. Корчинский // Сталь. – 2005. – № 6. – С. 124–130.

35. Федоров Л.К. Разработка технологии выплавки и внепечной обработки ванадийсодержащей рельсовой стали, разливаемой на МНЛЗ / Л.К. Федоров, А.В. Куклев, А.А. Фетисов, Л.В. Минаева [и др.] // Электromеталлургия. – 2000 – № 9. – С. 15–21.

36. Федоров Л.К. Исследование особенностей формирования непрерывно-литой заготовки при разливке рельсовой стали / Л.К. Федоров, А.В. Куклев, В.И. Ильин, Л.В. Минаева [и др.] // Электromеталлургия. – 2000 – № 10. – С. 36–39.

37. Федоров Л.К. Исследование основных дефектов структуры непрерывно-литых заготовок ванадийсодержащей рельсовой стали / Л.К. Федоров, А.В. Куклев, В.И. Ильин, Л.В. Минаева [и др.] // Электromеталлургия. – 2000 – № 11. – С. 8–15.

38. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений / С.И. Губенко. – М.: Металлургия, 1991. – 225 с.

39. Старов Р.В. Разработка технологии производства чистой по неметаллическим включениям стали в комплексе дуговая сталеплавильная печь – установка печь-ковш – сортовая МНЛЗ / Р.В. Старов, В.В. Парусов, А.М. Нестеренко [и др.] // Производство стали в XXI веке. Прогноз, процессы, технология, экология: Материалы Международной научно-технической конференции, Киев. – 2000. – С. 167–168.

40. Старов Р.В. Современная технология подготовки металла к непрерывной разливке / Р.В. Старов, Л.Ф. Литвинов, И.В. Деревянченко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2003. – № 8. – С. 25–27.

41. Смирнов А.Н. Процессы непрерывной разливки: Монография / А.Н. Смирнов, В.Л. Пилюшенко, А.А. Минаев [и др.]. – Донецк: ДонНТУ, 2002. – 536 с.

42. Ефимов В.А. Технологии современной металлургии / В.А. Ефимов, А.С. Эльдарханов. – М.: «Новые технологии», 2004. – 784 с.

43. [Старов Р.В.] Изменения химического состава неметаллических включений на всех этапах производства стали / [Р.В. Старов], И.В. Деревянченко, В.В. Парусов, А.Б. Сычков [и др.] // Сталь. – 2005. – № 1. – С. 79–82.

44. [Мосеева Л.А.] Особенности состава и структуры экзогенных включений в стали и причины их образования / [Л.А. Мосеева], Б.П. Моисеев // Сталь. –

2007. – № 7. – С. 22–28.

45. Шахпазов Е.Х. Новые металлургические процессы и проблема неметаллических включений в стали / Е.Х. Шахпазов, А.И. Зайцев, С.Д. Зинченко, И.Г. Родионова [и др.] // Сталь. – 2005. – № 11. – С. 137–142.

46. Шахпазов Е.Х. К проблеме неметаллических включений в стали / Е.Х. Шахпазов, А.И. Зайцев, С.Д. Зинченко, И.Г. Родионова [и др.] // Бюллетень «Черная металлургия». – 2006. – № 6. – С. 43–47.

47. Чинокалов В.Я. Неметаллические включения в непрерывно-литой стальной сортовой заготовке / В.Я. Чинокалов, А.В. Амелин, Н.В. Мыскова, А.Н. Иванов [и др.] // Бюллетень «Черная металлургия». – 2014. – № 6. – С. 21–24.

48. Лебедев А.Г. Возможности управления характеристиками включений нитридов и карбонитридов в низкоуглеродистой аустенитной стали / А.Г. Лебедев, В.С. Дуб, А.С. Гуденко, Д.С. Змиенко, А.Е. Корнеев // Электрометаллургия. – 2012. – № 1. – С. 24–29.

49. Ощепков Б.В. Влияние неметаллических включений на пластичность сплавов на никелевой основе / Б.В. Ощепков, Б.И. Леонович, Е.А. Трофимов, Д.Н. Сазонов // Сталь. – 2007. – № 4. – С. 42–44.

50. Соболев Ю.В. Исследование неметаллических включений в сталях ответственного назначения / Ю.В. Соболев, Ю.М. Батов, С.Ю. Афанасьев, С.А. Черняховский [и др.] // Электрометаллургия. – 2010. – № 6. – С. 30–38.

51. Шибает С.С. Улучшение технологии внепечной обработки колесной стали / С.С. Шибает, А.К. Гарбер, К.В. Григорович, А.М. Арсенкин [и др.] // Электрометаллургия. – 2010. – № 6. – С. 2–12.

52. Farrigia D. Research fund for coal and steel. PACROL: the prediction and avoidance of cracking in long product hot rolling / D. Farrigia, Z. Husain, V. Santisteban, B. Kieber – Final report, European Commission, 2009. – 149 p.

53. Crown L.H. The influence of continuous casting parameters on hot tensile behavior in low carbon, niobium and boron steels / L.H. Crown - Johannesburg, Ph.

D. Thesis, University of the Witwatersrand, 2008. – 317 p.

54. Banks K.M. The influence of Ti on the hot ductility of Nb containing steels / K.M. Banks, A. Tuling, C. Klinkenberg, B. Mintz // Materials Science and technology. – 2011. – Vol. 89 – P. 537–545.

55. Пикус М.И. Качество железнодорожных рельсов из непрерывно-литой стали / М.И. Пикус, В.В. Несвет, А.А. Ситало, С.Г. Гончаренко [и др.] // Сталь. – 1999. – № 7. – С. 65–67.

56. Могильный В.В. Качество рельсовой электростали повышенной чистоты / В.В. Могильный, Н.А. Козырев, А.Л. Никулина, О.В. Гилева [и др.] // Сталь. – 1999. – № 3. – С. 53–56.

57. Разумов С.Д. Систематизация дефектов структуры непрерывно-литой стали и пути их устранения / С.Д. Разумов, В.Е. Родионов, А.А. Заверюха // Сталь. – 2002. – № 11. – С. 26–29.

58. Романов Л.М. Влияние процесса образования неметаллических включений в затвердевающих сплавах на морфологию роста кристаллов / Л.М. Романов, В.И. Громов, А.Б. Мещанов // Электromеталлургия. – 2004. – № 6. – С. 26–28.

59. Рощин А.В. Кристаллохимические превращения в оксидах алюминия при восстановительном нагреве / А.В. Рощин, Ю.Н. Гойхенберг, А.Г. Рябухин // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 8. – С. 6–9.

60. Левченко В.Н. Изменение неметаллических включений в процессе производства рельсов / В.Н. Левченко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2006. – № 2. – С. 63–65.

61. Гетманова М.Е. Влияние неоднородности структуры и неметаллических включений на вязкость разрушения колесной стали / М.Е. Гетманова, А.С. Гриншпен, А.В. Сухов, Г.А. Филиппов [и др.] // Сталь. – 2007. – № 9. – С. 96–99.

62. Добужская А.Б. Исследование состава и источников поступления неметаллических включений, вызывающих образование контактно-усталостных

дефектов в рельсах производства нижнетагильского металлургического комбината / А.Б. Добужская, А.А. Дерябин, В.Е. Семенов, В.А. Рейхарт // Бюллетень «Черная металлургия» – 2006. – № 10. – С. 33–36.

63. Jung I.-H. A thermodynamic model for deoxidation equilibria in steel / I.-H. Jung, S.A. Decterov, A.D. Pelton. // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2004. – V. 25B. – P. 493–507.

64. Cho S.-W. Assessment of calcium-oxygen equilibrium in liquid iron / S.-W. Cho, H. Suito // ISIJ International. – 1994. – V. 34. – P. 265–269.

65. Юрьев А.Б. Технологические аспекты и качество рельсов из стали Э90АФ / А.Б. Юрьев, Л.А. Годик, Н.А. Козырев, Л.В. Корнева [и др.] // Сталь. – 2008. – № 7. – С. 101–103.

66. Годик Л.А. Оптимизация содержания кислорода в рельсовой стали / Л.А. Годик, Н.А. Козырев, Л.В. Корнева // Сталь. – 2009. – № 3. – С. 29–30.

67. Козырев Н.А. Возможности улучшения качества рельсовой стали / Н.А. Козырев, Д.В. Бойков // Электрометаллургия. – 2012. – № 1. – С. 30–33.

68. Григорович К.В. Влияние технологии выплавки на чистоту стали по неметаллическим включениям / К.В. Григорович, С.В. Шибаетов // Неметаллические включения в рельсовой стали : сб. науч. тр., Екатеринбург : УИМ. – 2005. – С. 74–86.

69. Григорович К.В. Неметаллические включения: оценка и прогноз эксплуатационной стойкости рельсов / К.В. Григорович, А.М. Арсенкин, А.С. Трушников // Неметаллические включения в рельсовой стали : сб. науч. тр., Екатеринбург : УИМ. – 2005. – С. 102–115.

70. Патент РФ 2415180, МПК ⁷ C21C5 / 52, C21C7 / 00. Способ производства рельсовой стали / Александров И.В., Козырев Н.А., Кузнецов Е.П., Бойков Д.В., Тиммерман Н.Н., Корнева Л.В., Могильный В.В.; ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» // № 2009143723 / 02(062186); Заявл. 25.11.2009.

71. Патент РФ 2425154, МПК ⁷ C21C7 / 00. Способ рафинирования рельсовой стали в печь-ковше / Мохов Г.В., Александров И.В., Козырев Н.А., Бой-

ков Д.В., Захарова Т.П., Корнева Л.В., Могильный В.В.; ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» // № 2010102267 / 02(003165); Заявл. 25.01.2010.

72. Добужская А.Б. Изучение состава неметаллических включений в рельсах / А.Б. Добужская, Л.А. Смирнов, Н.В. Мухранов, М.С. Фомичев, Е.В. Белокурова // Сталь. – 2015. – № 7. – С. 82–86.

73. Григорович К.В. Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений / К.В. Григорович, А.К. Гарбер, С.С. Шибает [и др.] // Сб. науч. докладов по материалам заседания НП «Рельсовая комиссия», Екатеринбург. – 2009. – С. 150–168.

74. Дзугутов М.Я. Этапы развития теории пластической деформации сталей и сплавов / М.Я. Дзугутов, Е.В. Буцкий, А.И. Дмитриев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2000. – № 1. – С. 20–22.

75. Смирнов О.М. Особенности сверхпластической деформации железоуглеродистых сплавов / О.М. Смирнов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2003. – № 5. – С. 36–41.

76. Дзугутов М.Я. Пластичность и деформируемость высоколегированных сталей и сплавов / М.Я. Дзугутов. – М.: Металлургия, 1990. – 303 с.

77. Костина М.В. Влияние пластической деформации на структуру и свойства высокоазотистых сплавов системы Fe – Cr / М.В. Костина, А.В. Дымов, В.М. Блинов, О.А. Банных // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 1. – С. 8–13.

78. Лякишев Н.П. Горячая пластическая деформация высокопрочного чугуна / Н.П. Лякишев, Г.В. Щербединский // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – № 11. – С. 16–17.

79. Дзугутов М.Я. Характеристика сталей и сплавов, обладающих пониженной пластичностью / М.Я. Дзугутов, Е.В. Буцкий, А.И. Дмитриев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2000. – № 5. – С. 12–18.

80. Ильюшин А.А. Пластичность / А.А. Ильюшин. – М.: АН СССР, 1963. – 248 с.

81. Качанов Л.М. Основы теории пластичности / Л.М. Качанов. – М.: Наука, 1969. – 420 с.
82. Смирнов-Аляев Г.А. Сопротивление материалов пластическому деформированию / Г.А Смирнов-Аляев. – Л.: Машиностроение, 1978. – 368 с.
83. Булат С.И. Деформируемость структурно-неоднородных сталей и сплавов / С.И. Булат, А.С. Тихонов, А.К. Дубровин. – М.: Metallurgy, 1975. – 352 с.
84. Коваленко В.В. Структурные уровни пластической деформации перлитной стали при ударном нагружении / В.В. Коваленко, С.Г. Жулейкин, Н.А. Попова, Э.В. Козлов [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2004. – № 8. – С. 72–73.
85. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка стали. Т. 1. / М.Л. Бернштейн., В.А. Займовский, Л.М. Капуткина – М.: Metallurgy, 1986. – 480 с.
86. Колпишон Э.Ю. Влияние химического состава на технологическую пластичность азотсодержащей аустенитной стали / Э.Ю. Колпишон, М.В. Иванова, С.Ю. Афанасьев, Е.В. Шитов // Электрометаллургия – 2006. – № 11. – С. 40–44.
87. Rigual Sucre Y. Mechanical properties of austenitic stainless steel single crystals: influence of nitrogen and hydrogen Content / Y. Rigual Sucre, A. Iost, J.B. Vogt, D. Najjar, Y.I. Chumlyakov // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2000. – V. 31 – P. 153–158.
88. Balachandran G. RAO Some Theoretical aspects on designing nickel free high nitrogen austenitic stainless steel / G. Balachandran, M.L. Bhatia, N.D. Ballal, P. Krishna // ISIJ International. – 2001 – V. 41. – P. 1018–1027.
89. Колмогоров В.Л. Пластичность и разрушение / В.Л. Колмогоров. – М.: Metallurgy, 1977. – 336 с.
90. Караваева М.В. Влияние исходной микроструктуры на механическое поведение и эволюцию структуры при высокотемпературном растяжении тита-

нового сплава ВТ9 / М.В. Караваева, В.К. Бердин, С.К. Нуриева, А.Х. Ахунова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2005. – № 9. – С. 21–25.

91. Перетятыко В.Н. Развитие теории и практики металлургических технологий. Т. 2. Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением / В.Н. Перетятыко, М.В. Темлянцев, М.В. Филиппова – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.

92. Mintz B. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting / B. Mintz, S. Yue, J. Jonas // *International Materials Review*. – 1991. – 36, № 5. – P. 187.

93. Дженсто С.Г. Влияние характеристик выплавки и разлива на горячую пластичность балочной, сортовой и слябовой заготовки из ниобийсодержащих сталей / С.Г. Дженсто // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2011. – № 9. – С. 13–20.

94. Гладовский С.В. Исследование сопротивления деформации и пластичности низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей с целью повышения качества проката / С.В. Гладовский, А.И. Потапов, Д.Р. Салихьянов, А.В. Фомин [и др.] // *Калибровочное бюро*. – 2015. – № 5. – С. 45–64.

95. Кондратьев В.Г. Определение пластичности металлов методом скручивания / В.Г. Кондратьев, Н.В. Котова // *Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии*. – 2005. – №15. – С. 66–69.

96. Боткин А.В. Исследование пластичности металла при сдвиге на основе результатов испытаний образцов кручением, совместным с растяжением (сжатием) / А.В. Боткин, Р.З. Валиев, А.А. Кубликова, С.В. Дубинина // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2013. – № 6. – С. 60–65.

97. Безобразов Ю.А. Методика «растяжение-сжатие» для физического моделирования процессов многостадийной пластической деформации металлов / Ю.А. Безобразов, Н.Г. Колбасников, А.А. Наумов // *Сталь*. – 2014. – № 1. – С. 52–59.

98. Колбасников Н.Г. Эволюция структуры высокопрочной двухфазной стали при горячей прокатке / Н.Г. Колбасников, Ю.А. Безобразов, А.А. Наумов // *Сталь*. – 2013. – № 7. – С. 73–79.

99. Морозов С.А. / Влияние предварительной деформации на кинетику образования и морфологию перлита в стали эвтектоидного состава / С.А. Морозов, В.Н. Дегтярев, В.Н. Урцев, А.В. Капцан [и др.] // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2004. – № 1. – С. 41–44.

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

101. Фарбер В.М. Вклад диффузионных процессов в структурообразование при интенсивной холодной пластической деформации металлов / В.М. Фарбер // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2002. – № 8. – С. 3–9.

102. Панин В.Е. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / В.Е. Панин, Ю.В. Гриняев, В.И. Данилов. – Новосибирск: Наука. Сибирское отделение, 1990. – 232 с.

103. Ашмихин В.Н. Двухуровневая модель стационарных процессов упругопластического деформирования. Часть I. Алгоритм / В.Н. Ашмихин, П.В. Трусов, А.И. Швейкин // *Вычислительная механика сплошных сред*. – 2008. – Т. 1, № 3. – С. 15–24.

104. Владимиров В.И. Проблемы физики трения и изнашивания / В.И. Владимиров // *Трение, износ, смазка*. – 2008. – Т. 10, № 2. – С. 7–31.

105. Столяров А.Ю. Анализ взаимосвязи микро- и макроуровней пластической деформации при волочении высокоуглеродистой перлитной стали / А.Ю. Столяров // *Сталь*. – 2012. – № 1. – С. 47–49.

106. Zelin M. Microstructure evolution in pearlitic steels during wire drawing / M. Zelin // *Acta Materialia*. – 2002. – Vol. 50 – P. 4431–4447.

107. Mulksalski Z. Development of Finite Element of Reorientation of Cemen-

tite Lamellae in Pearlite Colonies in Wire Drawing Process for Wires Made from High Carbon Steel / Z. Mulskalski, A. Milenin // *Solid State Phenomena*. – 2010. – Vol. 165. – P. 136–141.

108. Hosoda K. Effect of die semi-angle and multi-pass drawing on additional shear layer / K. Hosoda, M. Asakawa, S. Kajino, Y. Maeda // *Wire Journal International*. – 2008. November. – P. 68–73.

109. Бирза В.В. Классификация сталей по показателю предельной пластичности при горячей обработке давлением / В.В. Бирза, А.В. Бирза // *Сталь*. – 2010. – № 7. – С. 66–71.

110. Тимофеев В.В. Исследование пластичности непрерывно-литой колесобандажной стали / В.В. Тимофеев, Ю.П. Петренко, В.Ф. Мюнх, Р.Ю. Семянов [и др.] // *Сталь*. – 2002. – № 2. – С. 72–73.

111. Паршин В.А. Деформируемость и качество / В.А. Паршин, Е.Г. Зудов, В.Л. Колмогоров. – М.: Металлургия, 1979. – 192 с.

112. Зуев М.И. Пластичность стали при высоких температурах / Зуев М.И., Култыгин В.С., Виноград М.И., Остапенко А.В. [и др.]. – М.: Металлургиздат, 1954. – 106 с.

113. Dimatteo A. Effect of Temperature and Microstructure on Hot Ductility Properties of a Boron Steel / A. Dimatteo, G. Lovicu, M. DeSanctis, R. Valentini // *Proceedings of Crack Paths*. – 2012. – p. 131–1138.

114. Lopez-Chipres E. Hot ductility behavior of boron microalloyed steels / E. Lopez-Chipres, I. Mejia, C. Maldonado, A. Bedolla-Jacuinde, J.M. Cabrera // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – V. 460–461. – P. 464–470.

115. Crowther D.N. The effects of microalloying elements on cracking during continuous casting / D.N. Crowther // *Proceeding of the International Symposium on Vanadium Application Technology*. Beijing (China), Vanitec, Westerham, Kent (England). – 2001. – P. 99–131.

116. Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steel and to the problem of transverse cracking / B. Mintz // *ISI International*. – 1999. – Vol. 39

– P. 833–855.

117. Yang B., Degischer H. P., Presslinger H., Xia G. Reisinger P. Influence of chemical composition on high temperature tensile properties of carbon steels // BHM Berg- und Huttenmannische Monatshefte. – 2005. – Vol. 150. – P. 313-320.

118. Crowther D. N., Green M. J. W., Mitchell P. S. The Influence of Composition on the Hot cracking Susceptibility During Casting of microalloyed Steels processed to Simulate Thin Slab Casting Conditions // Materials Science Forum. – 1998. – Vol. 284-286. – P. 469-476.

119. Bannenberg N. et. al. Procedures for Successful Continuous Casting of Steel Microalloyed with Nb, V, Ti and N // International conference, Microalloying '95. Pittsburg, USA, 11-14 June 1995. – P. 83-94.

120. Бернштейн М.Л. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей. Справ. изд.. / М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, С.Д. Прокошкин. – М.: Металлургия, 1989. – 544 с.

121. Темлянцев М.В. Исследование микроструктуры и изломов перегретой рельсовой стали / М.В. Темлянцев, Т.Н. Осколкова, М.В. Чубейко, А.С. Симачев // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургия. – 2010. – вып.26. – С. 76 – 80.

122. ГОСТ 51685-2000 Рельсы железнодорожные. Общие технические условия. – Введ. 18.12.2000. – М.: Стандартинформ, 2000. – 24 с.

123. ГОСТ 51685-2013 Рельсы железнодорожные. Общие положения. – Введ. 01.07.2014. – М.: Стандартинформ, 2014. – 96 с.

124. Башнин Ю. А. Технология термической обработки стали. Учебник для вузов. / Ю. А. Башнин, Б.К. Ушаков, А.Г. Секей. – М.: Металлургия, 1986. – 424 с.

125. Симачев А.С. Исследование высокотемпературной пластичности рельсовой стали марки Э76Ф / А.С. Симачев, М.В. Темлянцев, Т.Н. Осколкова // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургия. – 2014. – вып.32. – С. 23 – 27.

126. Симачев А.С. Высокотемпературная пластичность рельсовой электростали стали Э76Ф / А.С. Симачев, М.В. Темлянцев, Т.Н. Осколкова // Вестник РАЕН. Западно-Сибирское отделение. – 2014. – вып.16. – С. 79 – 82.

127. Симачев А.С. Определение рациональных температур нагрева рельсовой электростали Э76Ф под прокатку на основе исследования высокотемпературной пластичности / А.С. Симачев, М.В. Темлянцев, Т.Н. Осколкова // Сб. докладов III Всероссийской научно-практической конференции. «Теплотехника и информатика в образовании, науке и производстве». – Екатеринбург, 2014. – С. 86 – 89.

128. Симачев А.С. Изучение пластичности рельсовой стали Э76Ф при высоких температурах / А.С. Симачев, Т.Н. Осколкова // Наука и молодежь: проблемы поиска решения: труды всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – Новокузнецк, 2014. – Т. 2. – С. 93 – 96.

129. Симачев А.С. Влияние условий нагрева рельсовой электростали на структуру и пластическую деформацию / А.С. Симачев, Т.Н. Осколкова // Современный наукоемкие технологии. – № 3. – 2014. – С. 161 – 162.

130. Симачев А.С. Высокотемпературная пластичность рельсовой стали / А.С. Симачев, Т.Н. Осколкова // Современный наукоемкие технологии. – № 4. – 2014. – С. 149 – 150.

131. Симачев А.С. Влияние температуры и времени выдержки на высокотемпературное кручение рельсовой стали / А.С. Симачев // Материалы и технологии XXI века: сборник статей XII Международной научно-технической конференции. – Пенза: Приволжский Дом знаний, 2014. – С. 46 – 48.

132. Simachev A.S. High-temperature plasticity of the solidification zones of continuous-cast Э76Ф rail-steel billet / A.S. Simachev, M.V. Temlyantsev, T.N. Oskolkova, V.N. Peretyat'ko [and etc.] // Steel in Translation. – 2015. – № 10. – P. 719 – 722.

133. Симачев А.С. Исследование высокотемпературной пластичности рельсовой стали марки Э76ХФ / А.С. Симачев, М.В. Темлянцев, К.В. Волков,

Е.В. Полевой [и др.] // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – 2014. – № 33. – С. 78-82.

134. Симачев А.С. Исследование высокотемпературной пластичности различных зон кристаллизации рельсовой электростали марки Э90ХАФ / А.С. Симачев, М.В. Темлянцев, Т.Н. Осколкова, Е.В. Полевой [и др.] // Заготовительные производства в машиностроении. – 2016. – № 5. – С. 45 – 48.

135. Козырев Н.А. Исследование и оптимизация технологии производства рельсовой электростали с целью повышения качества рельсового проката и технико-экономических показателей его производства / Н.А. Козырев, А.А. Уманский, Д.В. Бойков // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2014. – № 3. – С. 11 – 16.

136. Козырев Н.А. Совершенствование технологии раскисления и внепечной обработки рельсовой электростали с целью повышения качества рельсового проката / Н.А. Козырев, Протопопов Е.В., А.А. Уманский, Д.В. Бойков // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2015. – № 10. – С. 721–727.

137. Кнотек М. Анализ металлургических процессов методами математической статистики / М. Кнотек, П. Войта, И. Шефц. – М.: Металлургия, 1968. – 212 с.

138. Гмурман В.Е. Теория вероятностей и математическая статистика / В.Е. Гмурман. – М.: Высшая школа, 2003. – 480 с.

139. Ефимычев Ю.Н. Регрессионный анализ качества сталей и сплавов / Ю.Н. Ефимычев [и др.]. – М.: Металлургия, 1976. – 224 с.

140. Павлов В.В. Дефекты и качество рельсовой стали / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева, Т.Н. Осколкова [и др.]. – М.: Теплотехник, 2006. – 218 с.

141. Симачев А.С. Влияние неметаллических включений рельсовой стали на высокотемпературную пластичность / А.С. Симачев, Т.Н. Осколкова, М.В. Темлянцев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2016. – № 2. – С. 134–137.

142. Пуарье Ж.П. Высокотемпературная пластичность кристаллических

тел / Ж.П. Пуарье. – М.: Металлургия, 1982. – 272 с.

143. Голубцов В.А. Внепечная обработка и модифицирование стали / В.А. Голубцов, Л.Г. Шубя, Р.Г. Усманов // Бюллетень "Черная металлургия". – 2006. – № 11. – С. 47–51.

144. Губенко С.И. Неметаллические включения в стали / С.И. Губенко, В.В. Парусов, И.В. Деревянченко. – Д.: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.

145. ГОСТ 1778-70 (ИСО 4967-79, СТ СЭВ 4077-83) Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. – Введ. 29.12.1970. – М.: Издательство стандартов, 1971. – 32 с.

146. Симачев А.С. Неметаллические включения в различных зонах кристаллизации непрерывно-литой заготовки рельсовой стали / А.С. Симачев, Т.Н. Осколкова // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2014. – №5, ч. 1. – С. 147 – 148.

147. Симачев А.С. Влияние неметаллических включений на высокотемпературную пластичность непрерывно-литой заготовки рельсовой электростали / А.С. Симачев // Международный научно-исследовательский журнал. – 2014. – №3 (22), ч. 2. – С. 63 – 64.

148. Симачев А.С. Изучение влияния неметаллических включений на высокотемпературную пластичность непрерывно-литой заготовки рельсовой стали Э76Ф / Симачев А.С. // Сб. науч. тр. IV-ой Международной науч.-практ. конф. «Современные инновации в науке и технике». – Курск, 2014. – Т. 4. – С. 122 – 124.

149. Симачев А.С. Влияние неметаллических включений непрерывно-литой заготовки рельсовой стали Э76Ф на высокотемпературную пластичность / А.С. Симачев, Т.Н. Осколкова // Металлургия: технологии, управление, качество. Труды XVIII Всероссийской науч.-практ. конф. – Новокузнецк, 2014. – С. 156 – 159.

150. Рошин В.Е. Электрометаллургия и металлургия стали. Учебник / В.Е. Рошин, А.В. Рошин. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2013. – 572 с.

151. Рошин В.Е. Дефекты стальных слитков и заготовок. Учебное пособие для вузов / В.Е. Рошин, А.В. Рошин. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2008. – 281 с.
152. Симачев А.С. Исследование неметаллических включений непрерывно-литой заготовки стали марки Э76Ф после высокотемпературного кручения / А.С. Симачев, Т.Н. Осколкова // Сб. науч. статей Международной молодежной науч.-практ. конф. – Курск, 2014. – Т.2. – С. 187 – 198.
153. Simachev A.S. Influence of nonmetallic inclusions in rail steel on the high temperature plasticity / A.S. Simachev, M.V. Temlyantsev, T.N. Oskolkova // Steel in Translation. – 2016. – № 2. – P. 112 – 114.
154. Симачев А.С. Изучение структуры рельсовой электростали после высокотемпературного кручения / А.С. Симачев // Сб. науч. тр. XI-ой Международной науч.-практ. конф. «Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации». – Курск, 2014. – Т. 4. – С. 93 – 96.
155. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 01.01.1982. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2003 – 21 с.
156. Гуляев А.П. Металловедение. Учебник для вузов. / А.П. Гуляев, А.А. Гуляев. – М.: Альянс, 2012. – 643 с.
157. Лахтин Ю.М. Материаловедение. Учебник для вузов / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Альянс, 2013. – 528 с.
158. Гольдштейн М.И. Специальные стали. Учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
159. Голиков И.Н. Ванадий в стали / И.Н. Голиков, М.И. Гольдштейн, И.И. Мурзин. – М: Металлургия, 1968. – 291 с.
160. Осколкова Т.Н. Термическая обработка сталей и сплавов / Т.Н. Осколкова. – М.: Теплотехник, 2009. – 260 с.
161. Воробьев Ю.П. Карбиды в сталях / Ю.П. Воробьев // Известия Челябинского научного центра. – 2004. – Вып. 2 (23). – С. 34 – 60.
162. Головатенко А.В. Разработка и совершенствование режимов прокат-

ки длинномерных железнодорожных рельсов на универсальном рельсобалочном стане / А.В. Головатенко, Уманский А.А., Кадыков В.Н., Дорофеев В.В. // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – 2015. – № 35. – С. 43-51.

ПРИЛОЖЕНИЯ

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Результаты высокотемпературной пластичности зон НЛЗ стали марки Э76Ф

Таблица А.1 – Результаты высокотемпературного кручения корковой зоны НЛЗ стали марки Э76Ф

№ п/п	Диаметр рабочей части, мм	Длина рабочей части, мм	Температура испытаний, °С	Количество оборотов до излома	Степень де- формации сдвига, Λ_p	Скорость деформации, c^{-1}
время выдержки 5 минут						
1	6,0	36	950	31	16,23	0,91
2	6,1	41,2	1050	45	20,93	0,86
3	6,1	42,4	1150	60	27,56	0,85
4	6,1	36,1	1250	33	17,25	0,92
время выдержки 10 минут						
1	6,0	42	950	41	18,18	0,84
2	6,0	37	1050	48	24,45	0,89
3	6,1	42,5	1150	75	33,82	0,85
4	6,1	41,2	1250	25	11,63	0,86
время выдержки 15 минут						
1	6,1	36,1	950	54	28,67	0,92
2	6,2	43	1050	65	29,44	0,86
3	6,2	41,1	1150	77	36,49	0,88
4	6,1	35	1250	19	10,31	0,93

Таблица А.2 – Результаты высокотемпературного кручения зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76Ф

№ п/п	Диаметр рабочей части, мм	Длина рабочей части, мм	Температура испытаний, °С	Количество оборотов до излома	Степень де- формации сдвига, Λ_p	Скорость деформа- ции, c^{-1}
время выдержки 5 минут						
1	6,1	35,4	950	28	15,16	0,93
2	6,1	37,7	1050	55	27,96	0,9
3	6,1	35,1	1150	58	36,67	0,93
4	6,2	43,2	1250	55	24,8	0,86
время выдержки 10 минут						
1	6,1	36,2	950	27	14,29	0,92
2	6,1	37,5	1050	41	20,95	0,9
3	6,0	35,3	1150	87	46,46	0,92
4	6,1	42,8	1250	71	31,8	0,85
время выдержки 15 минут						
1	6,1	36,6	950	23	12,04	0,91
2	6,1	36,2	1050	45	23,82	0,92
3	6,1	43,0	1150	75	33,43	0,84
4	6,1	35	1250	50	27,38	0,94

Таблица А.3 – Результаты высокотемпературного кручения центральной зоны НЛЗ стали марки Э76Ф

№ п/п	Диаметр рабочей части, мм	Длина рабочей части, мм	Температура испытаний, °С	Количество оборотов до излома	Степень де- формации сдвига, Λ_p	Скорость деформа- ции, c^{-1}
время выдержки 5 минут						
1	6,0	35,1	950	14	7,52	0,97
2	6,0	43,1	1050	49	21,43	0,83
3	6,1	36,7	1150	45	23,5	0,91
4	6,0	36,3	1250	33	17,13	0,9
время выдержки 10 минут						
1	6,2	36	950	15	8,12	0,92
2	6,1	42	1050	34	15,51	0,85
3	6,1	37,4	1150	60	30,74	0,9
4	6,1	37,2	1250	25	12,88	0,9
время выдержки 15 минут						
1	6,1	35,5	950	26	14,04	0,93
2	6,0	36,4	1050	45	23,3	0,9
3	6,0	36,5	1150	50	25,82	0,9
4	6,0	35,8	1250	19	10	0,91

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

Результаты высокотемпературной пластичности зон НЛЗ стали марки Э76ХФ

Таблица Б.1 – Результаты высокотемпературного кручения корковой зоны НЛЗ стали марки Э76ХФ

№ п/п	d_0 , мм	l_0 , мм	$t_{испытаний}$, °C	Количество оборотов до излома	Степень де- формации сдвига (A_p)	Скорость деформации, с ⁻¹
1	6,1	39,3	900	25	12,18	0,882
2	6,1	38,9	950	44	21,67	0,887
3	6,1	39,3	1000	65	31,68	0,882
4	6,1	50,7	1025	85	32,11	0,777
5	6,1	50,3	1050	65	24,75	0,78
6	6,1	40,7	1075	62	29,18	0,867
7	6,1	39,1	1100	89	43,6	0,884
8	6,2	41,0	1150	88	41,78	0,878
9	6,2	40,9	1200	77	36,65	0,879

Таблица Б.2 – Результаты высокотемпературного кручения зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э76ХФ

№ п/п	d_0 , мм	l_0 , мм	$t_{испытаний}$, °C	Количество оборотов до излома	Степень де- формации сдвига (A_p)	Скорость деформации, с ⁻¹
1	6,2	40,4	900	35	16,87	0,884
2	6,2	40,5	950	37	17,79	0,883
3	6,2	40	1000	48	23,36	0,889
4	6,2	41	1025	50	23,74	0,878
5	6,2	41,4	1050	52	23,85	0,873
6	6,1	41,2	1075	44	22,89	0,861
7	6,1	40,3	1100	55	26,14	0,871
8	6,2	41	1150	46	21,84	0,878
9	6,1	42,1	1200	41	18,65	0,852

Таблица Б.3 – Результаты высокотемпературного кручения центральной зоны НЛЗ стали марки Э76ХФ

№ п/п	d_0 , мм	l_0 , мм	$t_{испытаний}$, °С	Количество оборотов до излома	Степень де- формации сдвига (A_p)	Скорость деформации, с ⁻¹
1	6,0	42,6	900	29	12,83	0,833
2	6,0	38,8	950	30	14,56	0,873
3	6,0	41	1000	34	15,62	0,849
4	6,1	40,6	1025	35	16,51	0,868
5	6,1	38,8	1050	33	16,29	0,888
6	6,1	42,1	1075	42	19,11	0,852
7	6,1	38,6	1100	40	19,85	0,8899
8	6,0	38,7	1150	38	18,5	0,874
9	6,1	41,7	1200	37	16,995	0,856

ПРИЛОЖЕНИЕ В

Результаты высокотемпературной пластичности зон НЛЗ стали марки Э90ХАФ

Таблица В.1 – Результаты высокотемпературного кручения корковой зоны НЛЗ стали марки Э90ХАФ

№ п/п	d_0 , мм	l_0 , мм	$t_{испытаний}$, °С	Количество оборотов до излома	Степень де- формации сдвига (A_p)	Скорость деформации, с ⁻¹
1	6,1	50,8	900	43	16,21	0,776
2	6,1	49,5	950	57	22,06	0,786
3	6,1	49,4	1000	58	22,49	0,787
4	6,1	42,3	1050	42	23,2	0,85
5	6	42,3	1100	52	27,62	0,836
6	6	42,8	1150	44	24,21	0,831
7	6,1	41,7	1200	54	24,8	0,856

Таблица В.2 – Результаты высокотемпературного кручения зоны столбчатых кристаллов НЛЗ стали марки Э90ХАФ

№ п/п	d_0 , мм	l_0 , мм	$t_{испытаний}$, °С	Количество оборотов до излома	Степень де- формации сдвига (A_p)	Скорость деформации, с ⁻¹
1	6,1	42	900	26	11,86	0,853
2	6	41,4	950	34	15,47	0,845
3	6,1	41,6	1000	35	16,11	0,857
4	6,1	42	1050	37	16,87	0,853
5	6	43	1100	46	20,53	0,837
6	6,1	41,8	1150	38	17,41	0,855
7	6	41,3	1200	44	18,7	0,846

Таблица В.3 – Результаты высокотемпературного кручения центральной зоны
НЛЗ стали марки Э90ХАФ

№ п/п	d_0 , мм	l_0 , мм	$t_{испытаний}$, °С	Количество оборотов до излома	Степень де- формации сдвига (A_p)	Скорость деформации, с ⁻¹
1	6,1	40,5	900	24	11,35	0,869
2	6,1	39,5	950	30	14,55	0,88
3	6,1	40,1	1000	31	14,81	0,873
4	6,1	40	1050	31	14,84	0,874
5	6,1	39,1	1100	40	19,59	0,884
6	6,1	39	1150	34	16,7	0,885
7	6,1	40,4	1200	35	16,59	0,87

ПРИЛОЖЕНИЕ Г



о технико-экономической эффективности внедрения в производство результатов исследований диссертационной работы Симачева А.С.

В производственных условиях рельсобалочного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» в опытном порядке была проведена прокатка стометровых рельсов Р65 категории ДТ 350 из стали марки Э76ХФ по предложенной в диссертационной работе технологии, которая заключается в следующем:

1. Снижение температуры заготовки, выходящей из печи с шагающими балками с температурой 1170 – 1180 °С.
2. Прокатка во второй обжимной клети (BD2) с температурой, приближенной к максимуму пластичности стали – 1100 ± 10 °С, где происходит максимальная деформация заготовки в первом закрытом рельсовом калибре «балочного типа» с разрезкой со стороны будущей подошвы.

Выполнение данных рекомендаций не привело к существенному увеличению энергосиловых нагрузок на клети BD2. По результатам опытной прокатки отмечено повышение значений ударной вязкости до 34 – 35 Дж/см², что выше среднегодовых значений данного показателя на ~ 20-22 %. Ввиду положительных результатов испытаний, предложенные изменения внесены в технологическую инструкцию 899-РБЦ-02-2017.

Годовой экономический эффект, за счет снижения доли несоответствующей продукции вследствие внедрения предложенных мероприятий составит $\approx 5,855$ млн. рублей.

Начальник технического отдела
рельсового производства

Е.П. Кузнецов

Заместитель начальника отдела по НИР и
разработке нормативно-технической
документации

Е.В. Полевой

Примечание: ¹ – настоящий Акт составлен для оценки экономической эффективности мероприятий, разработанных в результате исследований, изложенных в диссертационной работе Симачева А.С. и не является основанием для предъявления финансовых претензий.

ПРИЛОЖЕНИЕ Д

УТВЕРЖДАЮ:

Зам. управляющего директора ЕВРАЗ ЗСМК
по технологии рельсового проката

Г.Н. Юнин

« 10 »

2016 г.



А К Т

промышленного внедрения в производство результатов научно-исследовательской работы

Научно-исследовательская работа «Изучение высокотемпературной пластичности рельсовой стали» выполнена в сентябре – ноябре 2014 г. на кафедре «Обработка металлов давлением и металловедения. ЕВРАЗ ЗСМК» ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», ответственным исполнителем которой являлся ведущий инженер Симачев Артем Сергеевич.

С помощью метода горячего скручивания проведено исследование высокотемпературной пластичности металла, различных участков (корковая зона, зона столбчатых кристаллов, центральная зона) по сечению непрерывно-литых заготовок рельсовых сталей марок Э76ХФ и Э90ХАФ.

Основные выводы по результатам работы:

1. исследуемые марки стали имеют достаточно высокую пластичность в температурном интервале 900...1200 °С с максимумом при температуре 1100 °С;
2. максимальные показатели имеет металл коркой зоны, минимальную – центральной зоны, эта тенденция прослеживается для обеих исследуемых марок стали. Минимальные показатели пластичности центральной зоны металла связаны с большей исходной дефектностью (содержанием неметаллических включений, пор и т.п.).
3. рекомендуется максимально интенсивную деформацию металла при прокатке в черновых клетях проводить в области температур, близких к 1100 °С.

На основании полученных результатов научно-исследовательской работы проведена корректировка режимов работы печи с шагающими балками с уменьшением температуры непрерывнолитых заготовок перед прокаткой, что позволило снизить расход природного газа на 1м³ на тонну рельсовой продукции специального назначения.

Совокупный экономический эффект от внедрения результатов НИР оценивается на уровне до 446 тыс. руб. в год.

Настоящий акт составлен для констатации научной и практической значимости результатов НИР и не является основанием для финансовых претензий.

Начальник технического отдела
рельсового производства

Е.П. Кузнецов

Начальник бюро металловедения и
термической обработки

Е.В. Полевой

ПРИЛОЖЕНИЕ Е

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Сибирский государственный индустриальный университет»



УТВЕРЖДАЮ
Проректор по учебной работе –
первый проректор
доцент Феоктистов А.В.
«12» _____ 2015 г.

АКТ

о внедрении результатов НИР Симачёва Артёма Сергеевича
в учебный процесс

Результаты научно-исследовательской работы по определению высокотемпературной пластичности рельсовых сталей марок Э76Ф, Э76ХФ, Э90ХАФ, выполненной по гранту «Исследование высокотемпературной пластичности рельсовой стали», от 01.09.14, № 114090172212, исполнителем которой являлся А.С. Симачёв, внедрены в учебный процесс на основании решения кафедры обработки металлов давлением и металловедения, протокол № 5-15 от «01» декабря 2015г.

Указанные результаты используются в учебном процессе при подготовке магистров по направлению 22.04.02 – «Металлургия», профили подготовки «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов», «Обработка металлов давлением» и включены в практические занятия по дисциплинам «Стали и сплавы специального назначения» и «Прокат рельсов».

Заведующий кафедрой
обработки металлов давлением
и металловедения. ЕВРАЗ ЗСМК,
д.т.н., профессор

А.Р. Фастыковский

Начальник управления
научных исследований,
к.т.н., доцент

А.И. Куценко

Начальник учебно-методического
управления, к.т.н., доцент

О.Г. Приходько