

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
образования

Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»

На правах рукописи

Татару Александр Сергеевич

**ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА
ГОРЯЧЕКАТАНОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АВТОЛИСТОВОГО
ПРОКАТА ИЗ ДВУХФАЗНЫХ ФЕРРИТОМАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ С
ЗАДАННЫМИ ПОКАЗАТЕЛЯМИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ**

Специальность 05.16.05 «Обработка металлов давлением»

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: доцент, кандидат технических наук Потемкин В.К.

Научный консультант: доктор-инженер, профессор Кавалла Рудольф

Москва-2018

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1 АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР СОСТОЯНИЯ ПРОБЛЕМЫ ПРОИЗВОДСТВА ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ДВУХФАЗНЫХ АВТОЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ.....	11
1.1. Двухфазные ферритомартенситные стали (ДФМС) и их место в ряду современных автолистовых сталей	11
1.2. Механические свойства ДФМС и предъявляемые к ним требования.....	19
1.3. Применение листовых высокопрочных ДФМС в автомобильной промышленности	24
1.4. Влияние легирования стали на структуру и механические свойства горячекатаных ДФМС.....	28
1.5. Особенности воздействия термомеханической обработки на структурное состояние металла и механические свойства при горячей прокатке на непрерывном широкополосовом стане (НШПС).....	34
1.6. Концепции компоновок отводящих рольгангов и систем ускоренного охлаждения.....	47
1.7. Расчеты структуры и механических свойств с использованием математической модели структурообразования разработанной в НИТУ «МИСиС».....	53
1.8. Методы определения сопротивления металла деформации и факторы, влияющие на вид кривой напряжения течения.....	57
1.9. Заключение по главе и постановка задачи исследования	67
ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	69
2.1. Выбор химических составов ДФМС и варианты основных исследований.....	72
2.2. Методика испытаний на деформационно-закалочном дилатометре DIL 805 A-D.....	74
2.3. Методика испытаний на установке Hydrawedge II, комплекса физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800.....	82
2.4. Компоновка и характеристики технологического оборудования полунепрерывного стана (ПНС) горячей прокатки 140.....	101
2.5. Пробоподготовка промышленного металла после горячей прокатки на непрерывном широкополосовом стане (НШПС) 2000	103
2.6. Металлографические исследования структуры и механических свойств	105
2.7. Выводы по главе.....	108
ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ТЕПЛОВОГО СОСТОЯНИЯ ПО ТОЛЩИНЕ МЕТАЛЛА В ЛИНИИ НШПС	109
3.1 Обзор методов решения температурной задачи в линии НШПС.....	109

3.2	Основные допущения и принципы численного метода решения, принятые при разработке математической модели	112
3.3	Математическая модель теплового состояния металла на промежуточном рольганге и в чистовой группе НШПС	114
3.4	Математическая модель теплового состояния металла на отводящем рольганге НШПС	129
3.5	Результаты адаптации математической модели к промышленным условиям НШПС 2000 ПАО «НЛМК»	135
3.6	Выводы по главе	143
ГЛАВА 4 ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ПУТЕМ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ НА СОВРЕМЕННЫХ ЛАБОРАТОРНЫХ УСТАНОВКАХ		144
4.1.	Построение термокинетических диаграмм и физическое моделирование ступенчатого охлаждения на базовом химическом составе ДФМС	144
4.2.	Дилатометрические исследования опытных составов ДФМС	151
4.3.	Экспериментальные исследования сопротивления металла деформации ДФМС.....	162
4.4.	Выводы по главе	174
ГЛАВА 5 ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТ С БАЗОВЫМ И НОВЫМ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫМ ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ ДФМС.....		176
5.1.	Предварительная опытно-промышленная прокатка стали с базовым химическим составом ДФМС на НШПС 2000 ПАО «НЛМК»	176
5.2.	Проведение экспериментов при горячей прокатке на полунепрерывном стане (ПНС) с новым составом ДФМС	189
5.3.	Опытно-промышленная прокатка на НШПС 2000 ПАО «НЛМК» и разработка технологии производства горячекатаной ДФМС класса прочности DP600	199
5.4.	Выводы по главе	209
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ		210
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....		212
Приложение А		223
Приложение Б.....		226
Приложение В.....		230
Приложение Г		246
Приложение Д.....		252
Приложение Е.....		264

Приложение Ж.....	270
Приложение З.....	271
Приложение И	274
Приложение К.....	277

ВВЕДЕНИЕ

Соображения экономии топлива и безопасности являются движущей силой неуклонного повышения роли высокопрочных сталей в автомобилестроении. С точки зрения снижения веса деталей автомобилей, высокопрочные стали имеют значительное преимущество перед другими материалами, используемыми в автомобильной промышленности, такими как алюминий, магний, пластики и композитные материалы. Это связано с тем, что процесс обработки таких сталей по простоте сравним с процессом обработки мягких сталей. В связи с этим себестоимость производства не возрастает, а преимущества, связанные с низким весом деталей из высокопрочной стали, приводят к общему снижению затрат. Использование конкурирующих материалов дает прямо противоположную картину [1–3].

Из всех так называемых перспективных высокопрочных сталей (к которым кроме двухфазных, относят трип-стали, мартенситные, многофазные) наиболее широкое применение по объему производимых в настоящее время сталей получили двухфазные стали. Благодаря наиболее экономичной системе легирования, простой и понятной технологии, которая в большинстве случаев не требует реконструкции имеющегося оборудования. Наряду с этим, еще одним преимуществом ДФМС являются не только высокая прочность или пластичность, но и возможность получения наиболее оптимального сочетания этих параметров, по сравнению с другими низколегированными сталями. Это позволяет эффективно применять такой тип сталей для изготовления деталей автомобиля методами холодной штамповки [4–5].

Открытие в РФ сборочных производств крупнейших мировых автомобильных концернов и модернизация отечественного автомобилестроения создают устойчивый спрос на высокопрочный прокат, в том числе из ДФМС [6]. Поэтому перспектива развития автомобильной промышленности в РФ требует сделать следующий принципиальный шаг в освоении производства автолистовых сталей на металлургических предприятиях с высоким производственным потенциалом, который предусматривает разработку и освоение технологии производства горячекатаных двухфазных автолистовых сталей с комплексом высоких и трудно сочетаемых показателей прочности и пластичности, эксплуатационной надежности качественных характеристик.

Таким образом, для повышения доли высокотехнологичной продукции, конкурентоспособности отечественного полосового проката актуально создание эффективных технологий производства горячекатаных ДФМС, обладающих комплексом механических свойств, отвечающим современным мировым стандартам.

Целью диссертационной работы является разработка научно-технических основ технологии производства автолистового горячекатаного проката из двухфазной ферритно-мартенситной стали на непрерывном широкополосовом стане.

Для достижения указанной цели были поставлены следующие задачи:

1. Разработка методики исследования процессов формирования структуры, и механических свойств с использованием комплекса «Gleeble 3800» и деформационно-закалочного дилатометра «DIL 805 A-D» для физического моделирования термомеханических процессов проходящих при горячей деформации;
2. Экспериментальное исследование влияние деформации и последующего охлаждения на протекание фазовых и структурных превращений в исследуемых составах ДФМС с построением термокинетических диаграмм (ТКД);
3. Разработка нового экономнолегированного химического состава на основе анализа экспериментально полученных термокинетических диаграмм ДФМС;
4. Экспериментальные пластометрические исследования изменения сопротивления деформации базового и нового экономнолегированного составов ДФМС с изучением влияния многократной деформации и степени деформации в последнем проходе чистовой группы НШПС;
5. Разработка математической модели теплового состояния металла на промежуточном рольганге, в чистовой группе клетей и на отводящем рольганге НШПС и её адаптация к производственным условиям;
6. Исследование влияния параметров ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге (температура конца прокатки, температура начала ускоренного охлаждения и температура смотки) на закономерности формирования структуры и механических свойств по выработанной методике.
7. Разработка рекомендаций по температурно-скоростным параметрам охлаждения на отводящем рольганге НШПС и их реализация в командных терминах (порядок и количество включенных секций) системы управления установкой душирования.
8. Опробование разработанной математической модели и усовершенствованной технологии с использованием последеформационного одноступенчатого охлаждения на отводящем рольганге в опытно-промышленном эксперименте по производству горячекатаной ДФМС класса прочности DP600 на полупромышленном стане 140 и промышленном стане 2000.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Установлены деформационно-скоростные, температурные и временные параметры горячей прокатки и последеформационного ускоренного охлаждения, обеспечивающие заданную структуру и требуемый комплекс механических свойств экономнолегированной двухфазной стали разработанного химического состава класса прочности DP600 в условиях широкополосового стана горячей прокатки (ШСГП).
2. Установлены зависимости изменения сопротивления деформации ДФМС для базового и нового химического составов, от температуры, степени и скорости деформации.
3. Исследованы закономерности влияния температуры, степени деформации в последнем проходе чистовой группы клеток горячей прокатки и длительности последеформационной воздушной паузы перед ускоренным охлаждением на отводящем рольганге НШПС на формирование конечной структуры и механических свойств для ряда исследованных составов ДФМС.
4. Разработана комплексная математическая модель для описания теплового состояния ДФМС, учитывающая тепловой вклад от протекающего полиморфного превращения (исходя из параметров термокинетических диаграмм), с учётом тепловыделения при деформационном воздействии, зависящем от степени деформации и действующим сопротивлением деформации, уровень которого в свою очередь зависит от мгновенного значения температуры, скорости и степени пластической деформации;
5. Разработана и реализована методика корректировки параметров охлаждения с использованием термокинетических диаграмм и модели теплового состояния, описывающих процессы структурообразования после горячей прокатки, для обеспечения требуемой конечной структуры и однородности свойств проката по длине.

Теоретическая и практическая значимость работы заключается в следующем:

1. Усовершенствована и опробована в промышленных условиях технология производства высококачественного полосового проката из стали класса прочности DP600 типоразмером 4x1250 мм, отличительной особенностью которой является применение последеформационного одноступенчатого охлаждения на отводящем рольганге НШПС. (см. Приложение А)

2. Разработанная математическая модель теплового состояния металла, реализованная на ЭВМ, позволяет повысить точность расчета температурных параметров процесса горячей прокатки и последующего ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге НШПС.

3. Улучшена точность расчета температурных параметров процесса горячей прокатки и последующего ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге НШПС при применении разработанной математической модели и теплового состояния металла, реализованная на ЭВМ

4. Разработан алгоритм ввода управляющих параметров работы установки ускоренного охлаждения при реализации заданных режимов в терминах количества и номеров включенных и выключенных секций отводящего рольганга стана 2000.

5. Результаты теоретических и экспериментальных исследований находят отражение при чтении лекций, проведении практических и семинарских занятий по курсам «Совмещенные процессы в производстве проката», «Проектирование технологических процессов ОМД и управление качеством продукции», а также в КНИР, курсовом проектировании и при выполнении выпускных работ студентов бакалавриата и магистрантов на кафедре ОМД НИТУ «МИСиС» (см. Приложение А).

Методология и методы исследования

Исследование и разработка технологии выполнена на основе создания и использования математических моделей, учитывающих работу систем охлаждения полосы и тепловые процессы фазовых превращений в стали. Разработка математической модели выполнена на базе статистических и экспериментальных исследований по изучению влияния деформационно-скоростных, температурно-временных параметров процесса прокатки и последеформационного охлаждения на структуру и реологические свойства полосового проката.

Использован комплекс современных методов – пластометрия, дилатометрия, оптическая микроскопия. Исследования проводились на уникальном оборудовании физического моделирования процессов горячей деформации и последеформационного охлаждения, с привлечением методик экспериментальных исследований пластических характеристик ДФМС при горячей деформации. При этом изучались процессы формирования структуры и механических свойств с использованием термокинетических диаграмм при ступенчатом охлаждении на отводящем рольганге ШСГП.

Основные научные положения, выносимые на защиту:

1. Термокинетические диаграммы (ТКД) распада аустенита для 4-х исследованных химических составов ДФМС в литом и деформированном состоянии.
2. На основе анализа экспериментально построенных ТКД для 4-х вариантов химического состава двухфазной стали разработан новый экономнолегированный химический состав. Полученные результаты реализованы при техническом опробовании в промышленных условиях НШПС 2000 ПАО НЛМК.
3. Установленные параметры аналитических уравнений использованных для расчета сопротивления деформации при изменении температуры, скорости и степени деформации для нового и базового химических составов.
4. Комплексная математическая модель теплового состояния металла, учитывающая естественный и принудительный теплообмен, тепловой вклад от полиморфного превращения и тепловыделения при деформационном воздействии.
5. Усовершенствование технологии производства полосового проката высокопрочной стали класса прочности DP600 типоразмером 4x1250 мм для реализации на НШПС горячей прокатки 2000 ПАО НЛМК, с целью обеспечения требуемого комплекса и однородности механических свойств в результате получения оптимального соотношения структурных составляющих.

Степень достоверности результатов

Все научные положения и выводы по результатам диссертационной работы обеспечены глубокой проработкой литературного материала, согласованностью полученных теоретических и экспериментальных данных с результатами исследований. Выводы основаны на достоверных результатах, аргументированы и не вызывают сомнений. Работа выполнена на современном методическом уровне с использованием уникального оборудования для проведения физических и промышленных экспериментов.

Апробация результатов работы

Основные положения и результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на следующих конференциях и семинарах:

1. 66-е дни науки студентов МИСиС: международные, межвузовские и институтские научно-технические конференции: Москва, 2011.
2. Шестая международная молодежная научно-практическая конференция «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении. Уральская научно-педагогическая школа по обработке металлов давлением имени профессора А.Ф. Головина», 30.10-01.11.2012, Екатеринбург.
3. Международный научно-технический конгресс «Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии», ОМД 2014, 14-17.04.2014, Москва.
4. Международная научно-практическая конференция «Современная металлургия начала нового тысячелетия» к 80-летию НЛМК ЛГТУ, 17-21 ноября 2014, Липецк.
5. Международный научный семинар «Проблемы Черной металлургии – 2014» (в рамках Всероссийской научно-практической конференции «Череповецкие научные чтения-2014») ЧГУ 11.12.2014, Череповец.
6. Межзаводская школа руководителей и специалистов производства горячекатаного проката 13-21.11.2017, НИТУ «МИСиС», Москва.

ГЛАВА 1 АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР СОСТОЯНИЯ ПРОБЛЕМЫ ПРОИЗВОДСТВА ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ДВУХФАЗНЫХ АВТОЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ

1.1 Двухфазные ферритомартенситные стали (ДФМС) и их место в ряду современных автолистовых сталей

В работе над научными аспектами освоения производства сталей для автомобилестроения с повышенными потребительскими свойствами следует исходить из необходимости обеспечения конкурентоспособности отечественных конструкционных сталей, мировых тенденций развития сталей для автомобилестроения. При этом следует искать и свои пути решения проблем, возникающих у потребителей этих сталей, учитывать особенности оборудования металлургических предприятий.

Одним из основных направлений развития материалов для кузова и других деталей автомобиля является увеличение объема применения сталей повышенной прочности с целью повышения безопасности и снижения массы автомобиля. Необходимость ее снижения диктуется постоянным ужесточением экологических требований по уменьшению вредных веществ в выхлопных газах [7], о чем свидетельствует программа снижения парниковых выбросов, представленная на Рисунке 1.

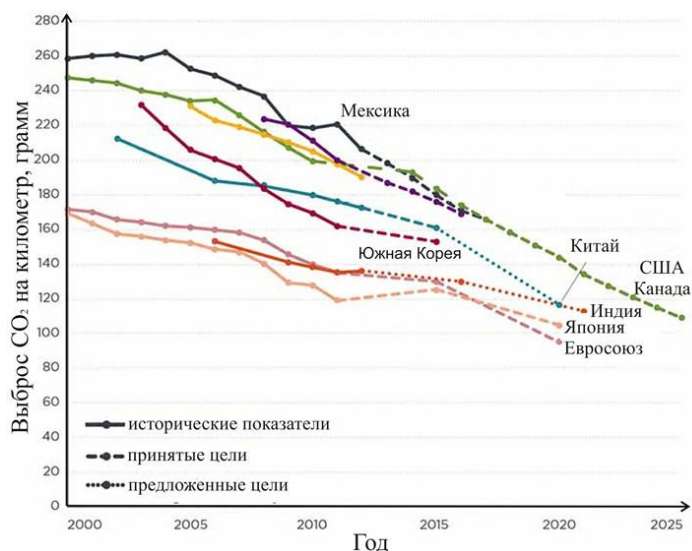


Рисунок 1 – Программы снижения парниковых выбросов с оценкой количества выбросов по европейской методике для оценки расхода топлива автомобилей полной массой до 3500 кг [8]

Растущие требования заставляют автомобилестроителей разрабатывать изделия из еще более высокопрочной полосовой стали и с улучшенным сочетанием прочности и

штампуемости. Такие материалы известны как высокопрочные стали с улучшенными свойствами - "Advanced High Strength Steels" (AHSS-стали), к которым в частности относятся и двухфазные ферритомартенситные стали [9]. Так они впервые были названы в проекте "Сверхлегкий стальной автомобильный кузов – Передовые транспортные концепции" (ULSAB-AVC) [10]. Международного института черной металлургии (IISI). AHSS – это комплексные, передовые стали, среди них особенно ДФМС (DP-dual phase), с тщательно подобранным химическим составом и многофазной структурой, получаемой благодаря контролируемым процессам нагрева, деформации и охлаждения. Различные механизмы упрочнения использованы для достижения регламентированного диапазона свойств по прочности, пластичности, ударной вязкости и выносливости.

Все обычные механизмы упрочнения стали – упрочнение твердого раствора или дисперсионное твердение – основаны на увеличении плотности дислокаций или росте различных типов взаимодействий с этими дислокациями. К сожалению, в этих случаях рост прочности сопровождается заметным ухудшением формоустойчивости (см. Рисунок 2) [11].

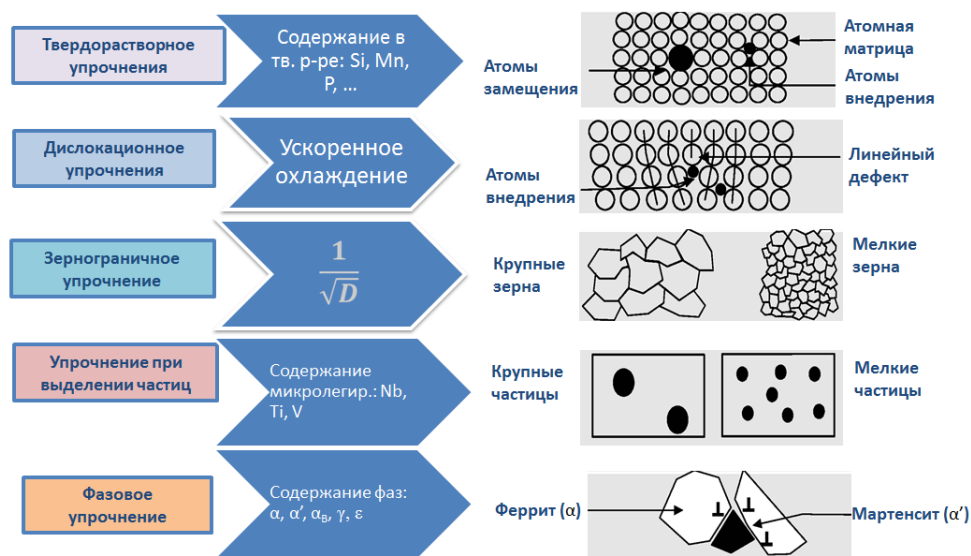


Рисунок 2 – Механизмы упрочнения сталей

Внедрение нового класса сталей (AHSS-стали), микроструктура которого состоит, по меньшей мере, из двух фаз, привела к увеличению уровня прочности без ухудшения пластичности. Поэтому так называемые «многофазные» стали обладают благоприятным сочетанием прочности и пластичности, обусловленным наличием в них различных микроструктурных составляющих с разными механическими свойствами и взаимодействием.

Различные фазы обеспечивают повышение прочностных и пластических свойств, недостижимых в однофазных сталях, таких как низколегированные марки сталей типа . Своих прочностных показателей HSLA-стали достигают благодаря легированию и твердорастворному упрочнению, тогда как AHSS-стали получают с помощью специальных сплавов, используя специальное легирование, и точную термомеханическую обработку. Виды структур и примеры их комбинаций, характерных для холодноштампуемых сталей представлены на Рисунке 3.

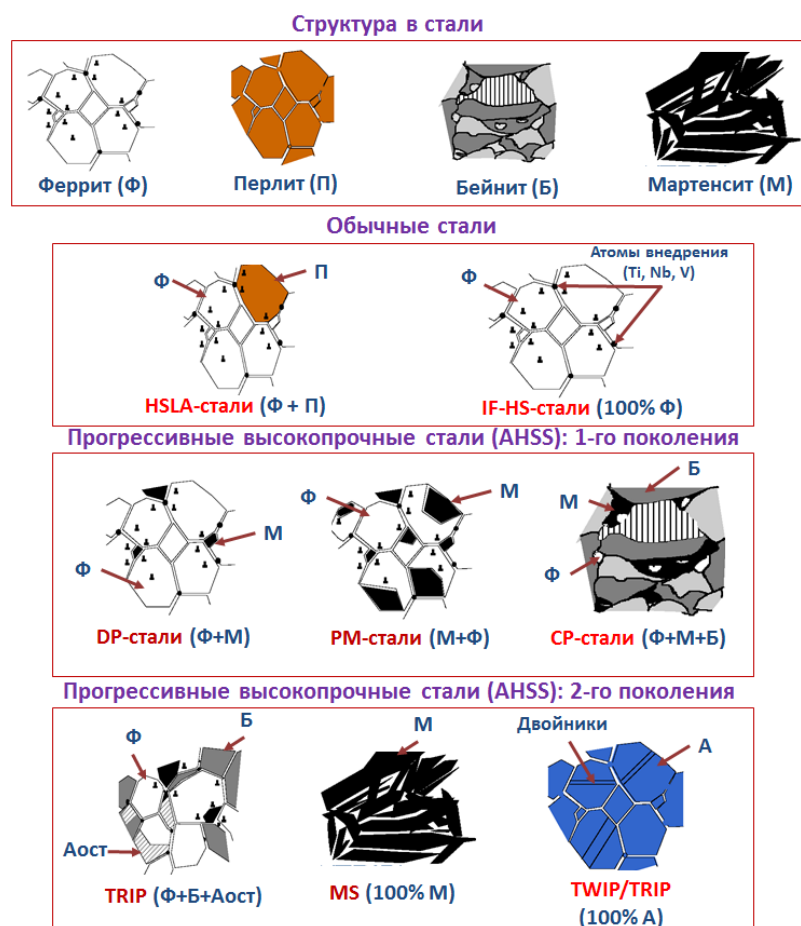


Рисунок 3 – Виды структур и примеры их комбинаций в холодноштампуемых сталях

Поскольку микроструктура многофазных сталей значительно отличается от однофазных, необходимо учитывать такие ее дополнительные характеристики, как объемная доля, размер, распределение и морфология различных фаз (см. Рисунок 4). Многофазные стали, и в частности двухфазные, могут содержать относительно мягкую фазу основы, определяющую их низкий предел текучести и хорошую формуемость, в то время как высокий предел прочности на разрыв определяется второй (твердой) фазой [11].

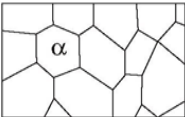
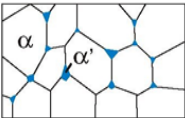
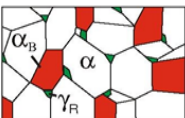
Тип стали		Параметры	Фазы
Однофазная		- Размер зерна - Форма зерна	α – феррит
Двухфазная		- Размер зерна - Объемная доля частиц - Локальный хим. состав	α – феррит α' – мартенсит
Многофазная		- Размер зерна - Объемная доля частиц - Локальный хим. состав - Стабильность фаз	α – феррит α_B – бейнит α_R – ост. аустенит

Рисунок 4 – Микроструктурные параметры автолистовых сталей [11]

Автолистовые стали разделяют на несколько микроструктурных классов, которые представлены в Таблице 1. Первый класс – обычные ферритные однофазные стали, которые подразделяются на мягкие (IF, LC) и высокопрочные стали (HSLA, C-Mn, BH и т.д.), причем у высокопрочных (C-Mn) сталей имеется потенциал для образования перлитной структуры в ферритной основе. Второй класс – прогрессивные высокопрочные многофазные стали (AHSS), состоящие из одной и более структур помимо феррита, перлита и цементита – например, мартенсита, бейнита, аустенита и/или остаточного аустенита, в количестве достаточном для получения уникальных механических свойств.

Семейство AHSS сталей включает двухфазные стали (DP), многофазные стали (CP), ферритно-бейнитные стали (FB), мартенситные стали (MS), стали с пластичностью наведенной превращением (TRIP), горячештамповочные и закаленные стали (HF), а также стали повышенной пластичности, инициируемые двойникованием (TWIP).

Совокупность AHSS сталей, механическое сопротивление которых изменяется от 500 до 2000 МПа, призваны заменить стандартные стали, которые в основном используются для рабочих частей автомобиля. Это позволит производителям выполнять международные нормы по безопасности автомобиля при существенном снижении его веса, как для снижения энергопотребления, так и для уменьшения количества выбросов, загрязняющих окружающую среду [12–16]. В последнее время наблюдается увеличение финансирования по разработке 3-го поколения AHSS сталей [12].

Это стали со специальными программами легирования и термомеханическими условиями обработки, предназначенные для улучшения соотношения прочностных и пластических свойств по сравнению с уже используемыми марками, а также для снижения стоимости изготавливаемых из них деталей транспортных средств.

Таблица 1 – Классификация современных сталей для автомобилестроения по микроструктуре

Классы сталей	Микро структура	Характеристики
Обычные стали	α , $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$	- LC: нелегированные низкоуглеродистые стали; марки с весьма глубокой вытяжкой; - IF: сталь без атомов внедрения; микролегированная марка с весьма глубокой вытяжкой;
		- BH: термоупрочненные марки, которые придают дополнительное упрочнение во время нанесения покрытия термообработкой путем контролируемого дисперсионного твердения углерода; - IF-HS: высокопрочные без атомов внедрения стали, упрочненные дополнительно Mn и P; - P: легируемые фосфором высокопрочные стали; - IS: стали с средним пределом текучести и однородной реологией поведения, микролегированные Ti или Nb; - CMn: высокопрочные стали с повышенным содержанием C, Mn, и Si для твердорастворного упрочнения; - HSLA: высокопрочные низколегированные стали, упрочненные микролегированием Nb и Ti;
Прогрессивные высокопрочные стали (AHSS)	$\alpha + \alpha'$	- DP: двухфазные стали с микроструктурой феррита и 5-30 % островков мартенсита;
	$\alpha + \alpha_B + \gamma_R$	- TRIP: стали с пластичностью наведённой превращением с микроструктурой феррита, бейнита и остаточного аустенита;
	$\alpha' + \alpha$	- PM: частично или полностью мартенситные стали;
	$\alpha + \alpha_B + \alpha'$	- CP: комплексно фазные стали в составе упрочненный феррит, бейнит и мартенсит;
	γ	- HMS-TRIP: стали с программой легирования, которая реализует деформационно-наведенное превращение $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$; - HMS-TWIP: стали с программой легирования, которая реализует механическое двойникование во время деформации.

Широкий диапазон свойств автолистовых сталей лучше всего демонстрирует диаграмма соотношения прочностных и пластических свойств, представленная на Рисунке 5. Двухфазные феррито-мартенситные стали (ДФМС) перекрывают диапазон между высокопрочными и особовысокопрочными сталями.

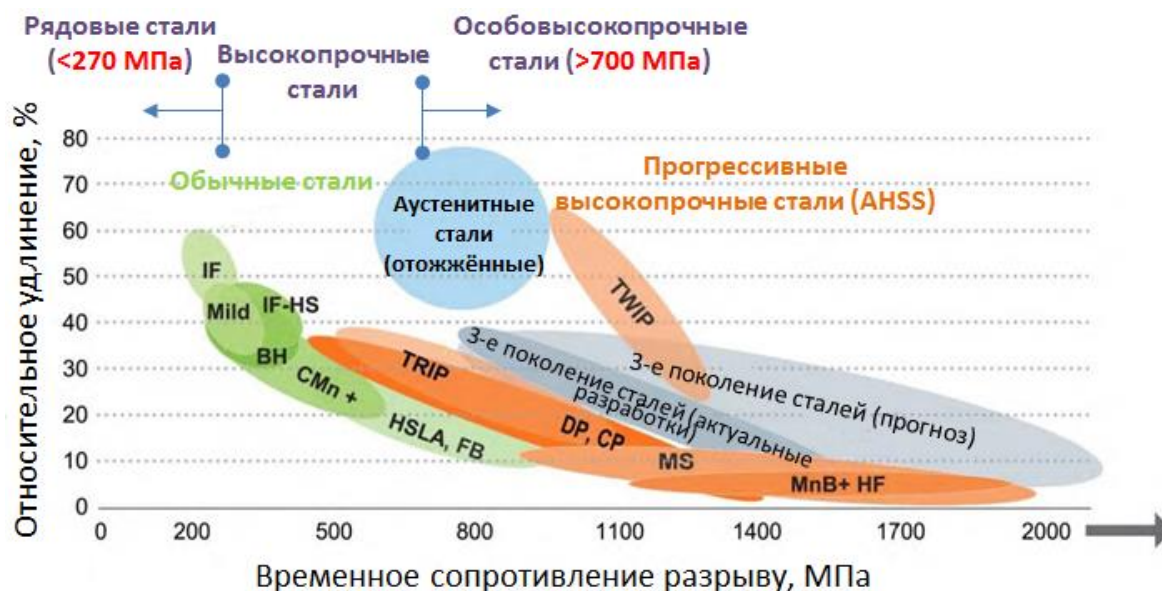


Рисунок 5 – Сочетание прочностных и пластических свойств различных типов автолистовых сталей [12]

Микроструктура ДФМС состоит из двух основных фаз: ферритной мягкой и пластичной, которая определяет относительно невысокий предел текучести, и мартенситной, твердой, придающей этой стали необходимую прочность (см. Рисунок 6). В структуре горячекатаной ДФМС также возможно наличие бейнитной составляющей, следов остаточного аустенита с ТРИП-эффектом и следов феррита с повышенным содержанием углерода, обеспечивающего ВН-эффект [17], [5]. Объемная доля второй фазы, обычно мартенсита, составляет, как правило, около 20%.

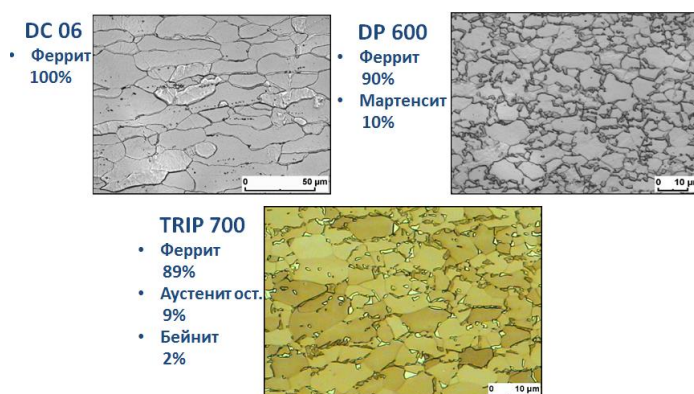


Рисунок 6 – Типовые марки сталей и их микроструктура, среди которых микроструктура ДФМС представлена классом прочности DP600

Такая топология микроструктуры определяет форму кривой «напряжение деформация». Предел текучести определяется по началу пластического течения в мягкой фазе, то есть феррите. На этой стадии твердая фаза находится еще в области упругих деформаций.

При приложении большего напряжения материал демонстрирует высокую степень деформационного упрочнения в соответствии с правилом смесей для двухфазных микроструктур. Распределение деформации между двумя фазами неодинаково: в мягкой фазе деформация, а в твердой – напряжение превышают среднее значение для композита. Такая ситуация сохраняется даже тогда, когда твердая фаза становится пластичной на более поздней стадии деформации. Эта комплексная ситуация схематически изображена на Рисунке 7.

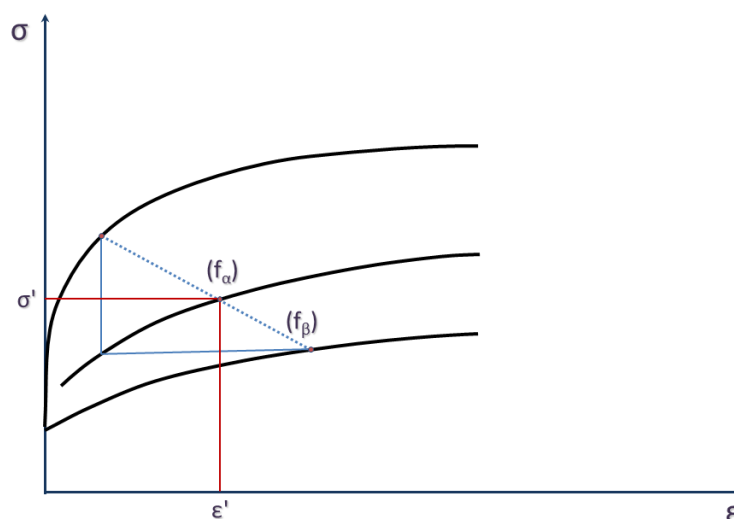


Рисунок 7 – Распределение деформации и напряжений в двухфазных микроструктурах

Существует две основные схемы технологического процесса производства ДФМС. Первая предусматривает холодную прокатку и проведение термообработки в агрегате непрерывного отжига (см. Рисунок 8), а вторая получение проката в горячекатаном состоянии с использованием ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге широкополосового стана горячей прокатки (см. Рисунок 9). Однако с точки зрения расширения сортамента в сторону увеличения толщин свыше 2 мм (для изготовления массивных штампуемых деталей кузова автомобиля, колес), а также повышения энергоэффективности самого процесса производства ДФМС, благодаря исключению двух переделов из схемы технологического процесса, второй вариант технологии открывает широкие перспективы для всех отечественных металлургических комбинатов.

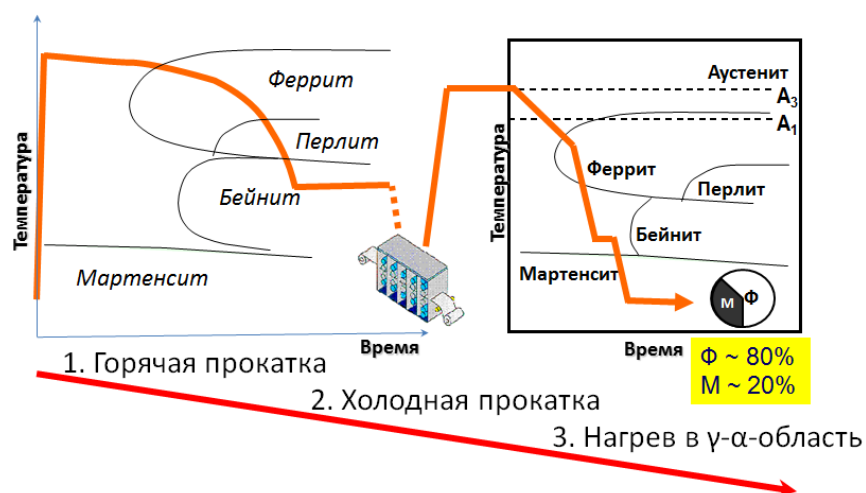


Рисунок 8 – Схема технологического процесса производства холоднокатаных ДФМС

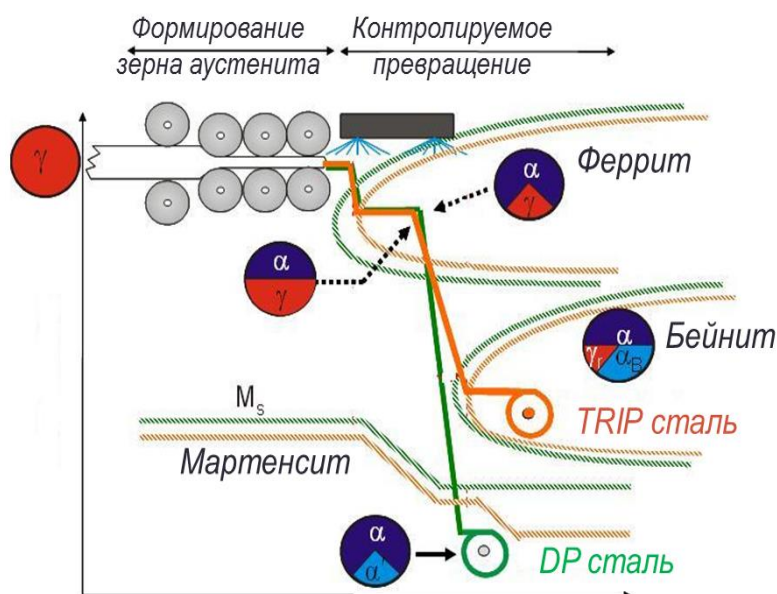


Рисунок 9 – Схема последеформационного ускоренного охлаждения полосового проката при производстве горячекатаных ДФМС (DP-сталь) [11]

Первая промышленная продукция ДФМС появилась на рынке США. Она была изготовлена из получившей распространение еще в 70-годы полосовой малоперлитной стали, микролегированной ванадием, подвергаемая термообработке в межкуритическом интервале температур [18]. Сталь обладала временным сопротивлением разрыву, соответствующим классу прочности 80 (650 Н/мм^2), но пределом текучести (350 Н/мм^2) и относительным удлинением ($>27\%$) класса 50. Такая двухфазная сталь применялась, в основном для усиления бампера, а также других деталей автомобиля, например, колес.

Первая концепция легирования, направленная на устранение такой технологической операции, как термообработка в межкритическом интервале температур, предусматривала использование сталей, легированных Mn, Si, Cr и Mo [19]. Из-за достаточно высокого содержания легирующих элементов эти стали отличались высокой стоимостью, в связи с чем были разработаны альтернативные стали, не содержащие молибден [20]. Основной областью применения оставались автомобильные колеса. Типовая схема легирования такой горячекатаной полосовой стали, обеспечивающая уровень временного сопротивления $> 550 \text{ Н/мм}^2$ была следующей: 0,08% С, 0,50% Mn, 0,30% Si, 0,5% Cr, 0,07% Р. Такая техническая схема предусматривает низкую температуру смотки полосы в рулон.

По сравнению с малоперлитными микролегированными сталями при одинаковом уровне временного сопротивления диски колес, изготовленные из двухфазных сталей, имеют более высокую усталостную долговечность [21]. Это улучшение связано с начальным циклическим упрочнением в условиях малоциклового усталости, перед тем как происходит общеизвестное циклическое разупрочнение.

Кроме разработки сталей, удовлетворяющих высоким требованиям автомобильной промышленности, еще одной сложной задачей, стоящей в настоящее время перед изготовителями стальной полосы, является производство полосового металла, обладающего оптимальными механическими свойствами, удовлетворяющими требованиям применения при минимальном изменении способов прокатки или увеличении затрат. Горячая прокатка полосовой стали это интенсивный процесс. В то время как прокатка обычных углеродистых сталей является относительно простой задачей, для успешной горячей прокатки высокопрочных ДФМС требуются большие усилия. Кроме того, с развитием современных методов производства (индивидуальных заготовок для лазерной сварки и гидроформовки труб/листов) растут и требования, предъявляемые к горячекатаной полосовой стали по стабильности механических свойств, как по длине, так и по ширине полосы, а также свойств различных рулонов.

1.2 Механические свойства ДФМС и предъявляемые к ним требования

Начальная стадия пластической деформации в феррито-мартенситной стали, в отличие от феррито-перлитной, контролируется не напряжением разблокировки дислокаций, а сопротивлением движения подвижных дислокаций (сопротивление трения решетки σ_0), что обуславливает более низкое значение $\sigma_{0.2}$ у ДФМС по сравнению с феррито-перлитной сталью

примерно равного класса прочности, а следовательно, и более низкое отношение $\sigma_{0.2}/\sigma_v$ (0.4-0.6), что благоприятствует штампуемости ДФМС [22–27].

Другой особенностью, отмечаемой многочисленными исследованиями, является отсутствие у ДФМС площадки текучести (см. рисунок). Обычно появление площадки текучести объясняют: низкой исходной плотностью подвижных дислокаций; быстрым размножением дислокаций при деформировании; сильной зависимостью скорости движения дислокаций от приложенного напряжения [28,29].

Обсуждая ее отсутствие в ДФМС, авторы [30] делают вывод о доминирующей роли подвижных дислокаций. Полагают [18, 22, 25, 31], что высокая плотность подвижных дислокаций, определяющая низкое значение $\sigma_{0.2}$ и отсутствие площадки текучести, обусловлена объемной деформацией при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении, а также высокой скоростью охлаждения ДФМС, при которой вокруг образовавшихся дислокаций не успевают образоваться атмосферы примесей. Отсутствию площадки текучести способствует также неомогенность распределения остаточных напряжений в феррите, обусловленная высокой плотностью дислокаций вблизи межфазных границ, что наблюдали при электронномикроскопических исследованиях в работе [32].

Низкое сопротивление малым пластическим деформациям и отсутствие склонности ДФМС к естественному старению [33], объясняют [34–39] доминирующей ролью полей остаточных напряжений вокруг островков мартенсита, а также генерацией новых дислокаций в процессе деформации.

Изучение влияния количества мартенсита (V_M) на $\sigma_{0.2}$ ДФМС обнаружило монотонное увеличение $\sigma_{0.2}$ от V_M с минимумом при $V_M > 0.3$ [30, 40, 41]. Экстремальную зависимость $\sigma_{0.2}$ от V_M с минимумом при $V_M = 0.1-0.2$ обнаружили в [25, 42], что в [43] связывают с факторами, устраняющими площадку текучести.

Все исследователи в качестве одного из важнейших показателей ДФМС отмечают высокое деформационное упрочнение этих сталей, определяющее эффективность их применения для получения деталей холодным формоизменением.

В качестве показателя деформационного упрочнения используют производную $d\sigma/d\varepsilon$ [40,44], безразмерный коэффициент деформационного упрочнения определяется следующим образом [25,31,40,42,45–48]:

$$n_\varepsilon = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{1}{\sigma}, \quad (1)$$

Отмечают, что зависимость $d\sigma/d\varepsilon$ носит общий характер практически для всех ДФМС, а также, что n_ε у ДФМС примерно в 2 раза больше, чем у обычных высокопрочных низколегированных сталей при всех уровнях деформации. Физический механизм, объясняющий высокое деформационное упрочнение ДФМС, заключается в том, что при малых деформациях деформируется практически только мягкий феррит (скорость деформационного упрочнения чистого феррита составляет 0.27-0.31), в то время как мартенсит практически не деформируется вплоть до предельного равномерного удлинения (скорость деформационного упрочнения мартенсита составляет 0.06- 0.08) [49].

Высокие значения деформационного упрочнения ДФМС имеют ту же природу, что и понижение сопротивления малым пластическим деформациям и отсутствие площадки текучести. Важную роль играет повышенная плотность и негомогенность распределения дислокаций в феррите в результате локального $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, а также остаточные напряжения в феррите и мартенсите.

Обобщенные результаты воздействий доли феррита (V_F), бейнита и мартенсита (V_M), размера (d_F , d_M) и распределения этих фаз, равно как и их конкретной твердости представлены на кривой «напряжение-деформация», показанной на Рисунке 10 [50].

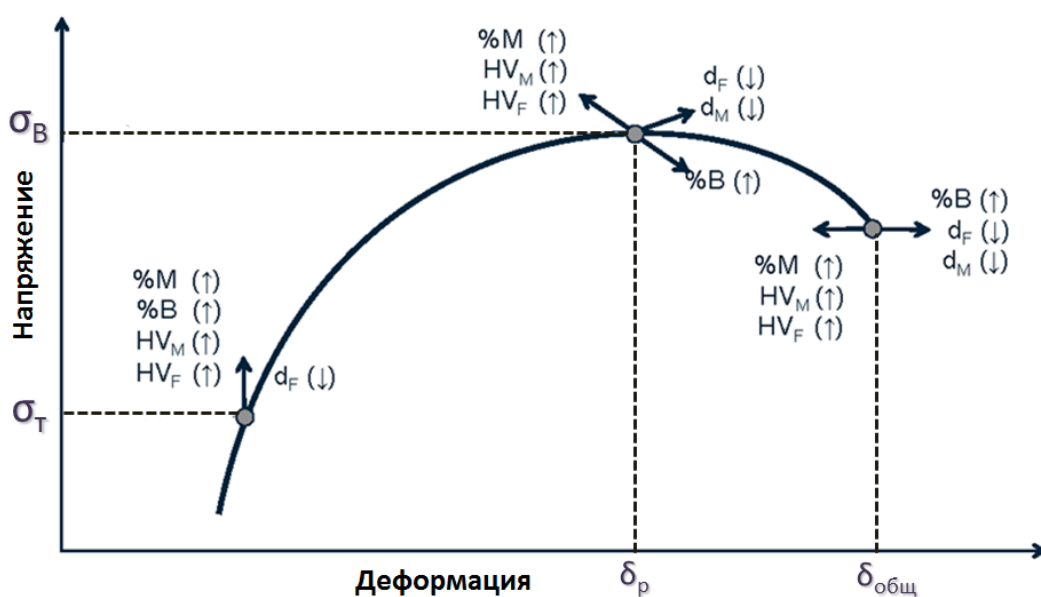


Рисунок 10 – Влияние параметров микроструктуры на диаграмму «Напряжение-деформация» двухфазной стали (V_M : доля мартенсита, V_B : доля бейнита, V_F : доля феррита, d_F – размер зерна феррита, d_M – размер островков мартенсита, HV_F : твердость феррита, HV_M – твердость мартенсита)

Наряду с разными уровнями прочности и пластичности ДФМС имеют и другие характерные отличия от обычных высокопрочных низколегированных сталей (HSLA), а именно, непрерывную кривую "напряжение – деформация" (см. Рисунок 11) при равном равномерном удлинении с относительно малым удлинением после образования шейки.

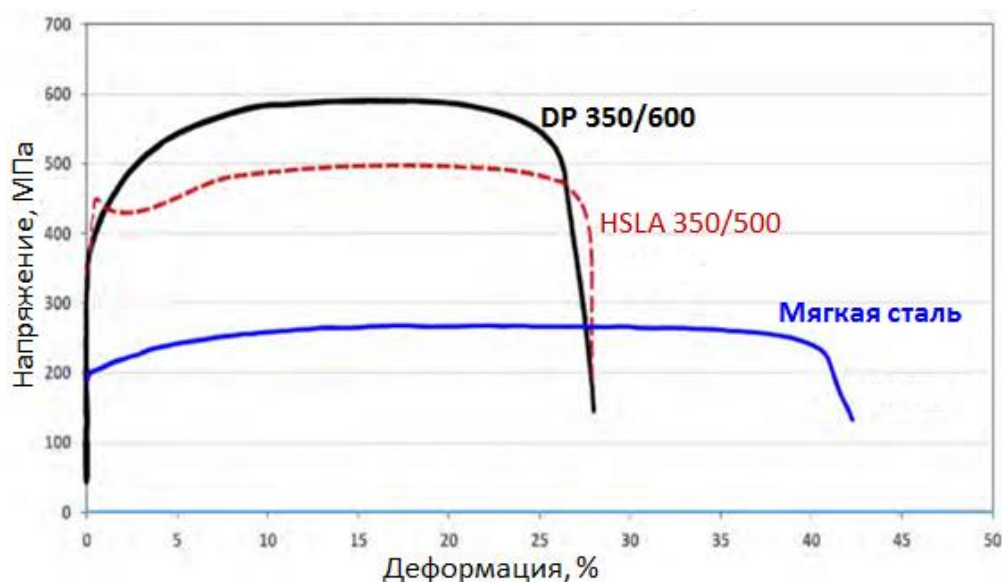


Рисунок 11 – Кривые «Напряжение – Деформация» трех типов холодноштампуемых сталей [51]

Требования по механическим свойствам согласно стандарту EN10338: 2015 [52] для горячекатаных многофазных сталей, представлены в Таблице 2. В соответствии со стандартом EN10338: 2015 требования по механическим свойствам предъявляются к пределу текучести, пределу прочности и относительному удлинению, а также экспоненте деформационного упрочнения. ДФМС представлена маркой стали HDT580X класса прочности DP600. В стандарте требуется проведение механических испытаний в поперечном направлении, в котором получение необходимого комплекса механических свойств более затруднено. Требования по химическому составу согласно данному стандарту представлены в Таблице 3.

Следует отметить, что данный стандарт является основным ориентиром при производстве автолистового проката из многофазных сталей для большинства отечественных металлургических компаний. Поэтому стандарт EN10338: 2015 принят за основу при разработке технологии производства горячекатаной двухфазной феррито-мартенситной стали марки HDT580X класса прочности DP600.

Таблица 2 – Механические свойства по EN10338:2015 горячекатаного многофазного проката, в том числе ДФМС (в поперечном направлении)

Марка стали	Условный предел текучести, МПа	Предел прочности на растяжение, МПа (Миним.)	Относительное удлинение (Миним.)		Экспонента деформационного упрочнения n_{ϵ} (Миним.)
Наименование стали ¹					
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_{80} , %	δ_5 для толщин ≥ 3 мм, %	
Феррито-бейнитные стали (FB)					
HDT450F	320 – 420	450	23	27	-
HDT580F	460 – 620	580	15	17	-
Двухфазная феррито-мартенситная сталь (DP)					
HDT580X	330 – 450	580	19	23	0,13
Комплексно фазная сталь (CP)					
HDT760C	660 – 830	760	10	12	-
Мартенситная сталь					
HDT1180G1	900 – 1200	1180	4	5	-

¹Н – прокат высокой прочности для формовки в холодном состоянии; D – горячекатаная продукция; T580 – минимальная прочность на растяжение σ_b (округленная в МПа) 580МПа. Последний символ названия стали: F – феррито-бейнитная сталь, X – двухфазная сталь, T – сталь с TRIP эффектом, C – сложно-фазная сталь, M – мартенситная сталь.

Таблица 3 – Химический состав по EN10338:2015 горячекатаного многофазного проката, в том числе ДФМС, мас. %

Марка стали	C макс.	Si макс.	Mn макс.	P макс.	S макс.	Al _{общ}	Cr + Mo макс.	Nb + Ti макс.	V макс.	B макс
Феррито-бейнитная сталь (FB)										
HDT450F	0,18	0,50	2,00	0,05	0,01	0,015 - 2.0	1,00	0,15	0,15	0,005
HDT580F										0,01
Феррито-мартенситная сталь (DP)										
HDT580X	0,14	1,00	2,20	0,085	0,015	0,015 - 2.0	1,40	0,15	0,20	0,005
Комплексно фазная сталь (CP)										
HDT760C	0,18	1,00	2,50	0,080	0,015	0,015- 2,0	1,00	0,25	0,20	0,005
Мартенситная сталь (MS)										
HDT1180M	0,25	0,80	2,50	0,06	0,015	0,015 - 2.00	1,20	0.25	0.22	0,005

1.3 Применение листовых высокопрочных ДФМС в автомобильной промышленности

В последние годы крупнейшие мировые автоконцерны создали собственные производства на территории России, что привело к увеличению объемов потребления высокопрочной металлопродукции, большая часть которой импортируется в виде готовых штампованных изделий в силу отсутствия, до недавнего времени, технологий производства ряда высокопрочных автолистовых сталей в России, что увеличивает стоимость конечного продукта. Замещение импортируемых деталей на аналогичные, но произведенные из сталей на территории России позволило бы снизить себестоимость автомобилей и зависимость от зарубежных поставок [6].

1-ое и 2-ое поколения сталей AHSS однозначно способны удовлетворить требованиям эксплуатационных показателей качества, предъявляемых в настоящее время для различных элементов кузова автомобиля. Например, DP и TRIP стали прекрасно подходят для ударных зон автомобиля, благодаря своей исключительной способности поглощать энергию разрушения (см. Рисунок 12). Для конструктивных элементов пассажирского салона используются особовысокопрочные стали, такие как мартенситные (MS) и легированные бором пресс-закаленные стали (PHS), которые позволяют повысить уровень безопасности современного автомобиля [12].

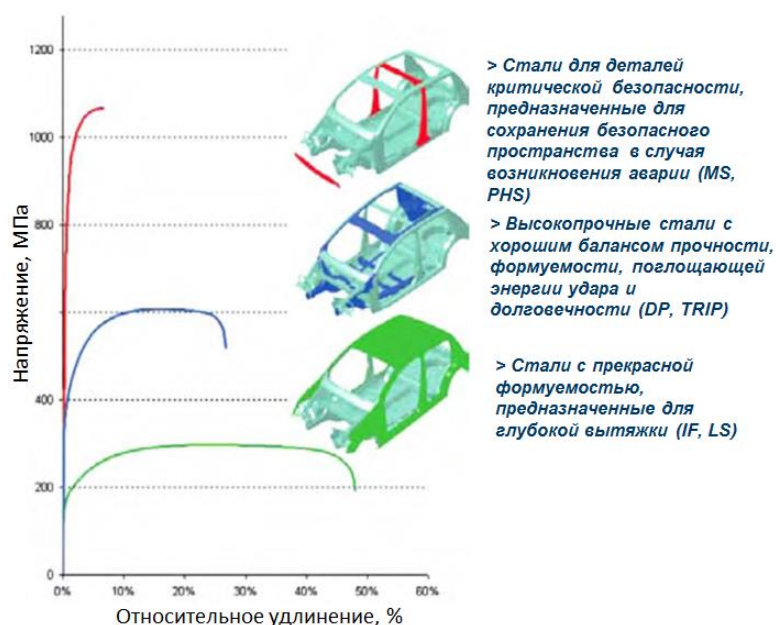


Рисунок 12 – Соотношение напряжения к относительному удлинению для разных типов сталей и их применение в конструкции кузова [51]

При использовании ДФМС можно уменьшить сечение деталей, работающих на усталость, поскольку сопротивление усталости, измеряемое циклическим пределом текучести, повышается по мере увеличения σ_B [53]. Величина поглощенной энергии элемента конструкции при ударе определяется как конструктивными параметрами, так и при трехточечном изгибе. Установлено, что величина поглощенной энергии пропорциональна σ_B [54]. Таким образом, ДФМС могут быть использованы в энергопоглощающих элементах конструкции, таких как усилители дверей, рамы и конструктивные детали кузова (при этом предполагается, что при утонении деталей равная жесткость обеспечивается конструктивными мерами).

Пример применения многофазных сталей для формирования кузова современного автомобиля представлен на Рисунке 13. Среди них наибольшее использование находят ДФМС класса прочности DP600 – до 50-60% всей стали, составляющей кузов автомобиля. Причем длинномерные детали, а также обода колес изготавливают из горячекатаных ДФМС, которые и с экономической точки зрения и с точки зрения увеличения толщин без требований к качеству поверхности, являются весьма привлекательными для металлургических предприятий.

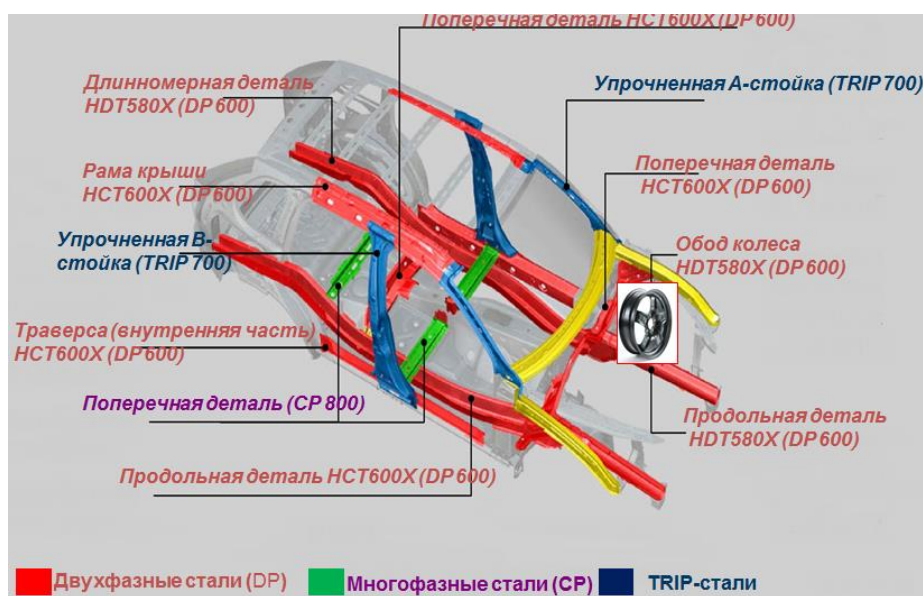


Рисунок 13 – Схема кузова автомобиля [55]

Горячекатаная полоса из ДФМС класса прочности DP600 по причине своей высокой прочности при статических и динамических нагрузках, а также высокой пластичности при холодной деформации потеснила в области изготовления автомобильных колес традиционно использовавшуюся для этого обыкновенную низколегированную сталь марки S235 (класс прочности RSt 37). В Таблице 4 приведен сравнительный анализ технических характеристик

колеса изготовленного из сталей двух классов прочности и алюминиевого сплава системы Al – Mg – Mn.

Таблица 4 – Основные характеристики стальных и алюминиевых деталей колес [56]

	Традиционное колесо	Облегченный вариант	Алюминиевое колесо
Материал			
- Диск	RSt 37	DP 600	AlMg3Mn
- Обод	RSt 37	HP 60	AlMg2Mn0,8
Масса колеса	8,5 кг	6,75 кг	5,50 кг
Относительная масса	1,00	0,80	0,65
Относительная цена	1,00	1,00	2,50

В последнее время широкое распространение в США Европе и Японии получили так называемые Tailored Blanks из тонколистовых материалов. В Европе они начали применяться с 1985 г. Помимо очень удачного применения пары ДФМС класса прочности DP 600 (диск) и обычной высокопрочной стали класса прочности HP60 (обод в колесах), двухфазные стали нашли использование для изготовления внутренней панели дверцы автомобиля. Применение листов различной толщины в Tailored Blanks для высоконагруженных сечений дверцы позволяет на 33% снизить вес детали.

Приведем сравнение обычных высокопрочных сталей (сталь типа HSLA) и ДФМС. При данном уровне σ_B двухфазная сталь, как правило, имеет более высокую штампуемость, чем обычная сталь: ДФМС отличается более высоким удлинением и меньшим пружинением. Однако, сопротивление образованию разрывов на кромке у обычных высокопрочных сталей выше, чем у высоколегированных ДФМС.

И обычные высокопрочные, и высоколегированные ДФМС в сравнении с низкоуглеродистыми сталями отличаются меньшими значениями тока сварки и шириной области режимов сварки. Слаболегированные ДФМС, которые свариваются также, как и низкоуглеродистые стали, обнаруживают преимущества по сравнению с обычными высокопрочными сталями.

Автомобили, попавшие в аварию, часто ремонтируют, используя нагрев паяльной лампой до красного каления и последующее обстукивание для придания начальной формы.

Оценка ремонтоспособности путем нагрева образцов до 650-700°C в течении 2-5 мин показала, что обычные высокопрочные стали сохраняли исходные свойства [57], в то время как ДФМС, недоотожженные и мартенситные стали обнаруживали те или иные изменения. Таким образом, в тех случаях, когда ремонтоспособность имеет наибольшее значение, предпочтительно использовать обычные высокопрочные стали.

В рамках новой промышленной программы консорциума World Auto Steel «Стальной автомобиль будущего – FutureSteelVehicle (FSV)» по изготовлению сверхлегких стальных кузовов автомобилей были разработаны новые концепции стальных кузовов, на основании которых легкий кузов автомобиля практически полностью будет изготовлен из высокопрочных сталей [12].

Предполагается, что в недалеком будущем основным материалом кузовов станут двухфазные феррито-мартенситные стали (ДФМС) [58]. На Рисунке 14 представлена конструкция кузова «Стального автомобиля будущего» и долевое распределение используемых для его изготовления высокопрочных сталей. Откуда видно, что ДФМС в широком диапазоне классов прочности (DP500-1000), а также долевом соотношении (до 32% всей стали) будут востребованы при реализации самых передовых научно-исследовательских работ автомобильной промышленности, направленных на обеспечение максимальной безопасности пассажиров, минимальных выбросов в окружающую среду, а также бережливому использованию природных ресурсов во время всего жизненного цикла современного автомобиля.

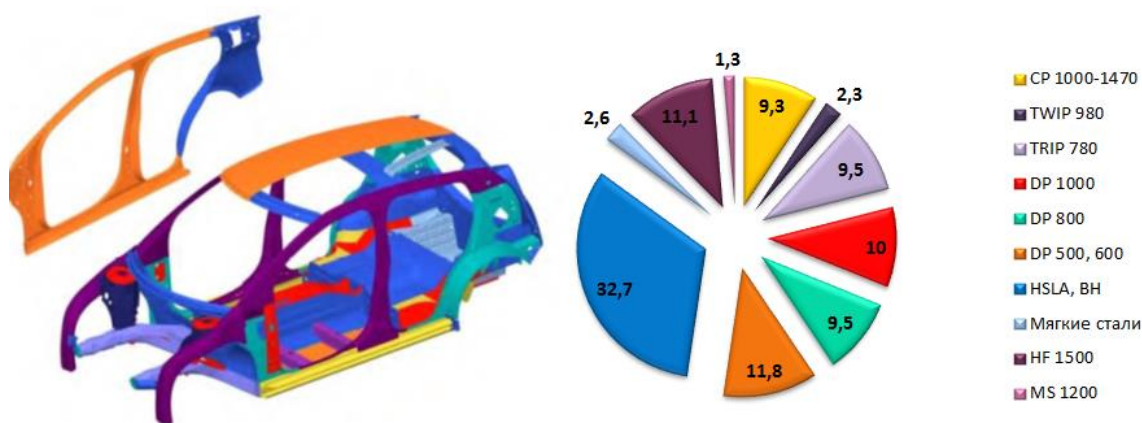


Рисунок 14 – Используемые типы сталей для кузовов автомобилей «Стальной автомобиль будущего (FSV)» [59]

Таким образом, двухфазные стали и изготавливаемые из них детали обладают большим потенциалом в области так называемого «облегченного конструирования», который до

сегодняшнего дня себя еще полностью не исчерпал. Свойства материала, новые формы деталей, а также учет экономических и экологических особенностей позволяет использовать двухфазные стали в различных областях автомобиле- и машиностроения. Взаимодействие между крупными сталевыми и автомобильными концернами является демонстрацией технических возможностей успешного применения этих сталей в промышленности.

1.4 Влияние легирования стали на структуру и механические свойства горячекатаных ДФМС

Состав стали для получения горячекатаной ДФМС должен иметь такие параметры превращения γ -фазы, которые соответствуют термокинетическим диаграммам сразу двух сталей: низколегированной с ранним началом ферритного превращения и высокоуглеродистой с температурным зазором между перлитным и бейнитным превращением [11]. В Таблица 5 приведен состав ДФМС, производимых с прокатного нагрева [60–64]. Отличительной особенностью химического состава приведенных сталей является низкое содержание углерода (0,1-0,06%), однако любой предлагаемый в литературе химический состав для получения ДФМС, в особенности из тех, что были разработаны на зарубежных промышленных комплексах, необходимо корректировать с учетом технологических и конструктивных особенностей отечественных НШПС.

Основным легирующим элементом является углерод, за счет которого все превращения протекают заметнее, а конечная микроструктура и механические свойства контролируются. Углерод стабилизирует аустенит, который влияет на формирование мартенсита. Увеличение концентрации углерода при охлаждении стали из γ области свыше 0,06 % сдвигает ферритный «нос» вправо, уменьшая, таким образом количество полигонального феррита и увеличивая количество низкоуглеродистого бейнита (игольчатого феррита). Одновременно возрастает доля γ -фазы к моменту смотки, что увеличивает прочность и уменьшает пластичность [65]. Верхний предел содержания углерода в двухфазной стали обычно ограничивается верхним пределом объемной доли мартенсита [26], а также концентрацией углерода в мартенсите ($C_m < 0,35-0,45\%$) и по данным [11] составляет 0,2%. При более высоких концентрациях углерода ухудшается свариваемость стали и тормозится выделение феррита. Нижний предел определяется требованиями к прочности двухфазной стали.

Другими важными легирующими элементами для двухфазных сталей являются кремний и марганец. Кремний, являясь карбидообразующим элементом и находясь в растворе

аустенита, не только повышает его стабильность, но также смещает перлитное превращение в область более высоких температур и бейнитное превращение к более низким температурам (см. Рисунок 15). Это приводит к разделению перлитной и бейнитной областей на термокинетической диаграмме и к появлению «окна охлаждения» [66]. Наличие, которого позволяет создать условия для обеспечения двухфазной ферритно-мартенситной структуры с минимальным протеканием бейнитной, либо перлитной реакций на этапе ускоренного охлаждения [67]. Дилатометрические исследования стали (0,08%С-1,4%Mn-0,04%Al), в которой содержание кремния варьировалось от 0 до 0,9%, показали, что при увеличении содержания кремния и низких скоростях охлаждения (ниже 10 °С/с) происходит повышение точки начала ферритного превращения, что способствует образованию большего количества феррита.

А при более высоких скоростях охлаждения, наличие кремния ведет к твердорастворному упрочнению феррита, вызывая рост деформационного упрочнения ферритной матрицы. Кремний также стимулирует образование мартенсита, при высоких скоростях охлаждения [68]. Увеличение содержания кремния от 1 до 1,5 % уменьшает время образования 75% полигонального феррита в структуре при одновременном увеличении времени начала образования перлита почти на порядок [26].

Таблица 5 – Химические составы горячекатаных ДФМС

ДР сталь	Массовая доля элементов, %								
Источник	C	Si	Mn	Al	Cr+Mo	P	S	Ti+Nb	N
[60]	0,06-0,09	-	0,6-1,4	0,02-0,06	0,2-0,8	<0,04	<0,01	<0,03	<0,006
	0,07-0,1	-	0,8-1,6	0,02-0,06	0,4-1,0	<0,06	<0,01	<0,03	<0,006
	0,06-0,09	-	0,8-1,6	0,02-0,06	0,4-1,0	<0,04	<0,01	<0,03	<0,006
	0,07-0,1	-	1,0-1,8	0,02-0,06	0,6-1,2	<0,06	<0,01	<0,03	<0,006
[61]	≤0,14	≤2,0	≤2,0	≤0,015	≤1,00	≤0,08	≤0,015	-	-
[62]	0,1	0,2	0,7	0,04	-	0,05	0,01	-	0,0045
[63]	0,12	0,4	1,5	-	-	-	-	0,02 Nb	-
[64]	0,07-0,1	<0,2	0,8-1,6	-	0,4-1,0	-	-	-	-
	0,06-0,09	<0,2	0,8-1,6	-	0,4-1,0	-	-	-	-

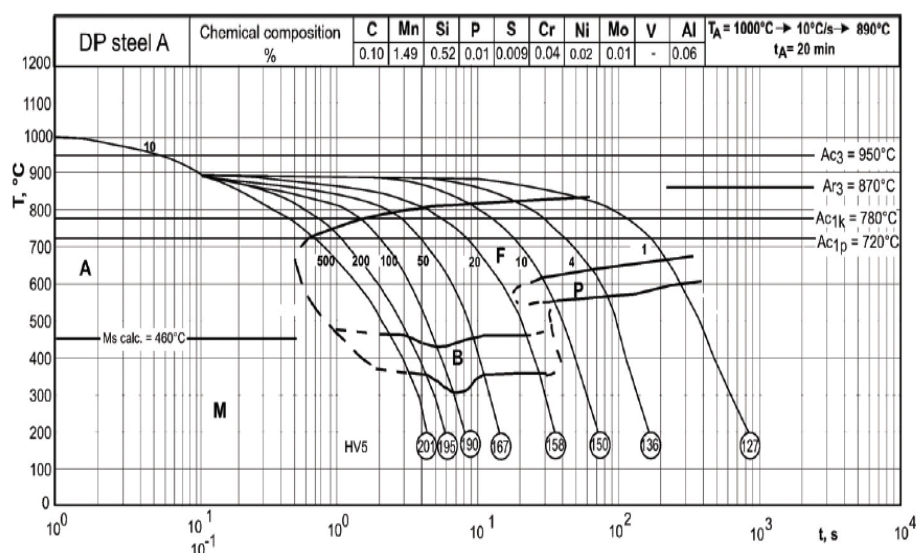


Рисунок 15 – Термокинетическая диаграмма двухфазной стали с разделением перлитной и бейнитной областей [26]

Марганец способствует стабилизации непревращенного аустенита, повышая прокаливаемость стали [69]. Одинаково замедляет ферритное, перлитное и бейнитное превращение и способствует формированию мартенсита во время охлаждения из межкритического интервала температуры [11,26]. При этом, не влияя на величину «окна» оптимальных условий охлаждения, но сдвигая сами превращения в сторону меньших скоростей. Следовательно, можно использовать ту или иную концентрацию марганца как средство совмещения центра «окна» со скоростью охлаждения полосы, достигаемой при данной толщине стали на конкретном стане [26]. Увеличение содержания марганца приводит также к росту предела прочности и слабому снижению относительного удлинения, что связано, с ростом доли упрочняющей фазы [70].

Фосфор или алюминий (иногда в комбинации с хромом) может быть использован для уменьшения или замещения кремния, который может служить причиной проблем во время горячей прокатки и нанесения покрытий [11]. Добавка алюминия в сталь способствует стабилизации аустенита, за счет повышения критических точек A_{r3} и A_{r1} . Более того увеличивается скорость ферритного превращения за более короткий промежуток времени (сдвиг ферритной области влево на ТКД, см. Рисунок 16), уменьшается вероятность попадания в перлитную область (сдвиг перлитного превращения вправо на ТКД), а начало мартенситного превращения повышается в область больших температур [71]. Алюминий обладает большими функциональными возможностями с точки зрения обеспечения двухфазной структуры с прокатного нагрева.

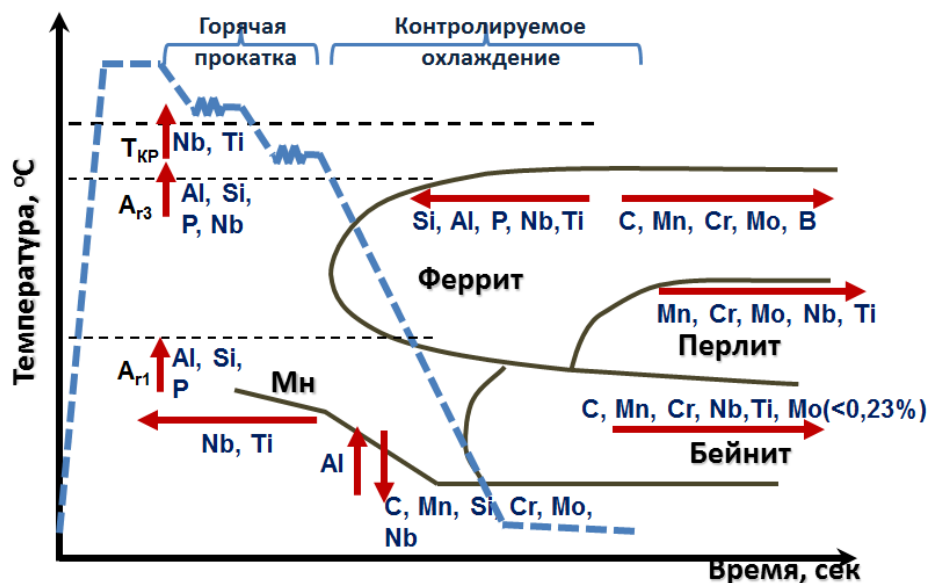


Рисунок 16 – Влияние элементов легирования на протекание превращений во время охлаждения двухфазной стали с прокатного нагрева

Хром и молибден при концентрации выше 0,3 % оказывают наиболее заметное влияние на отношение начала перлитного и ферритного превращения, задерживая начало перлитного превращения [26].

Хром стабилизирует аустенит, замедляя распад аустенита в интервале 500-600 °C, при этом заметно замедляет начало и окончание бейнитного превращения [29, 72]. Введение 0,6% хрома в Si-Mn-Mo сталь увеличивает время начала выделения полигонального феррита примерно на порядок, слабо замедляя при этом время образования 75% полигонального феррита (в 1,5 раза), в результате очень сильно ускоряет процесс выделения нужного количества феррита. Время начала перлитной реакции увеличивается в 2 раза [26].

Из всех легирующих элементов молибден в наиболее значительной степени повышает устойчивость аустенита и подавляет перлитное превращение. Действие молибдена на ширину «окна охлаждения» является наиболее эффективным. Добавки 0,5% Mo в Si-Mn-Cr сталь увеличивают время начала ферритной реакции аналогично хрому, но время образования 75% полигонального феррита увеличивается в 20 раз, при этом наиболее значительно увеличивается время начала перлитной реакции, на три порядка [26]. Содержание молибдена в стали в диапазоне 0,1-0,23% не влияет на предел прочности и текучести, при этом позволяет подавить бейнитное образование и способствует превращению аустенита в мартенсит [40].

Смысл добавления в сталь таких легирующих элементов как Nb, V, Ti, обуславливается влиянием этих элементов на прочностные свойства металла во время образования ими частиц карбонитридов в структуре стали.

На Рисунке 17 отображены основные механизмы влияния выделения частиц на структуру и свойства низколегированных сталей, на примере микролегирования ниобием [73, 74]. Из рисунка видно, что наличие ниобия имеет широкий спектр влияния на структурные превращения, так образование частиц карбонитридов может блокировать как рекристаллизацию аустенита, так и рост зерна феррита. В твердом растворе аустенита ниобий может способствовать его стабилизации, а значит и получению мелкого ферритного зерна при достаточных скоростях охлаждения. Наличие ниобия в твердом растворе феррита может привести к дополнительному структурному упрочнению, за счет выделения частиц при последующей термообработке стали.



Рисунок 17 – Схема влияния частиц карбонитридов Nb на процессы структурообразования низколегированных сталей при горячей прокатке [73, 74]

При этом важная роль для процесса частицеобразования отводится термомеханическим условиям, которые определяют, в каком твердом растворе (аустенит или феррит) избыточные фазы будут формироваться. В отсутствие горячей деформации, зарождение карбонитридов очень ограничено из-за высокой растворимости этих частиц в аустените. Однако после горячей

деформации, при которой создаются множество дефектов решетки, таких как дислокации и их полосы, выделение карбонитридов в этих местах становится энергетически выгодным.

На Рисунке 18 показана диаграмма образования карбонитридов ниобия в продеформированном образце из низколегированных сталей с разным уровнем марганца [75]. Как видно из Рисунка 18 количество марганца влияет на кинетику частицобразования, так как оно влияет на пересыщенность твердого раствора аустенита. Кроме марганца на кинетику зарождения карбонитридов ниобия влияет величина деформации. Чем больше наклеп аустенита, тем больше кинетика формирования карбонитридов.

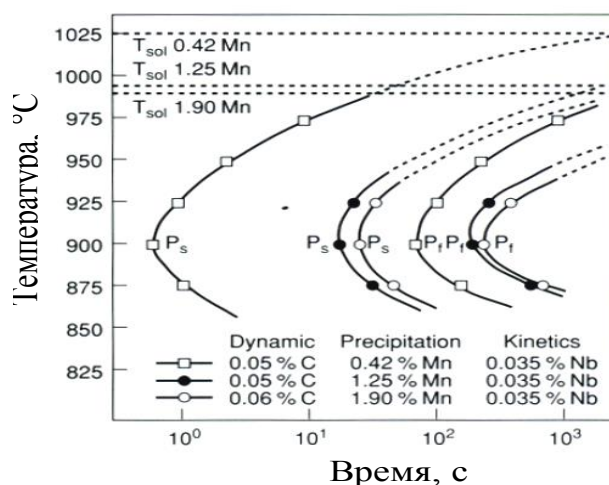


Рисунок 18 – Термокинетическая диаграмма образования карбонитридов ниобия в аустените после 50% обжатия по толщине во время горячей прокатки в сталях с разным содержанием марганца [75]

В твердом растворе феррита растворимость карбонитридов значительно ниже, чем в аустените, поэтому вместо формирования стабильных соединений в феррите в большинстве случаев образуются метастабильные мелкодисперсные карбиды, с частичным или полным сцеплением (когерентностью) кристаллической решетки относительно о.ц.к. решетки феррита. Это приводит к существенному структурному упрочнению. Как показано на Рисунке 19 ниобий имеет больший упрочняющий эффект чем титан или ванадий, что объясняется большей разницей в размерах кристаллической решетки частиц NbC по отношению к решетке феррита, чем у частиц TiC, VC или VN [76].

Выпуск автолистовых марок сталей в большинстве случаев включает основные производственные переделы, такие как доменное и сталелитейное производство, горячую и холодную прокатки, отжиг и нанесение антикоррозионных покрытий. Среди этих переделов

горячая прокатка является одной из ключевых стадий производства, а так как в данной работе исключительное внимание уделяется производству горячекатаных автолистовых марок сталей, то протекающие структурные превращения при горячей прокатке на НШПС 2000 определяют конечную микроструктуру и механические свойства готовой металлопродукции.

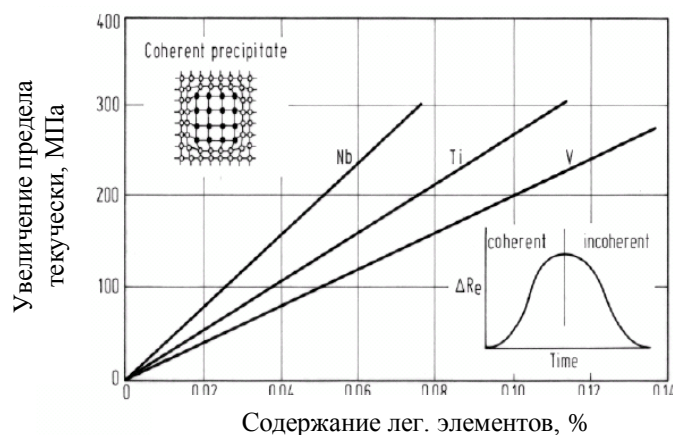


Рисунок 19 – Влияние частиц Nb, V, Ti на предел текучести высокопрочной низколегированной стали (76)

1.5 Особенности воздействия термомеханической обработки на структурное состояние металла и механические свойства при горячей прокатке на непрерывном широкополосовом стане (НШПС)

К широкополосовым станам (ШПС) горячей прокатки относятся многоклетьевые станы с размещением прокатных клетей в черновой и чистовой группах. Черновая группа клетей состоит из нереверсивных и реверсивных клетей, которые расположены прерывно или непрерывно. В чистовой группе клетки всегда расположены непрерывно. Исходной заготовкой служат слябы, которые предварительно нагреваются в методических печах. Горячекатаная продукция ШПС сматывается на моталках в рулоны.

По расположению прокатных клетей ШПС делятся на следующие основные типы [77]: 1) непрерывный; 2) полунепрерывный; 3) комбинированный; 4) 3/4 непрерывный.

Схема расположения основного технологического оборудования НШПС разных типов показана на Рисунке 20. Стратегия развития широкополосных станов горячей прокатки в XX веке была направлена на увеличение годовой производительности станов в связи с быстрым развитием промышленности. Прокатка в чистовой группе клетей ШСПП первого поколения

велась с постоянной скоростью, что в свою очередь приводило к падению температуры конца прокатки по длине прокатываемых полос вследствие наличия температурного «клина» раската на входе в группу. Этот фактор оказывал сдерживающее влияние на увеличение массы исходных заготовок. Масса рулонов на станах первого поколения не превышала 10 т.

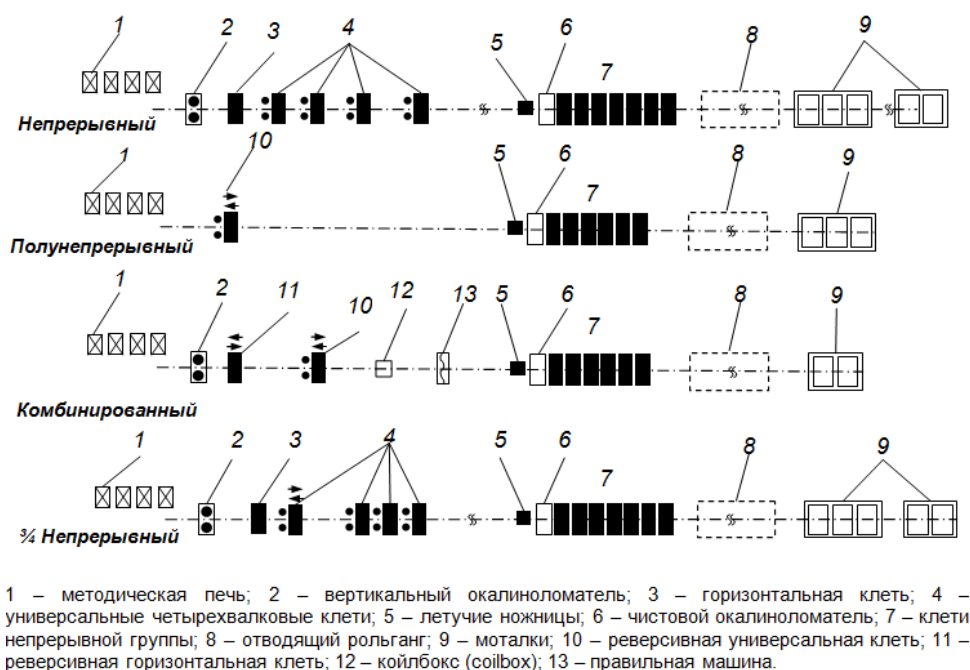


Рисунок 20 – Расположение основного оборудования НШПС разных типов

Развитие автоматизации позволило вести прокатку полос в чистовой группе клеток НШПС с ускорением. Применение ускорения на станах второго поколения позволило увеличить массу прокатываемых слэбов до 36 т. С последующим развитием НШПС масса слэбов увеличилась до 45 т. Однако, с увеличением массы рулонов возникла проблема стабилизации механических свойств по длине полос [78].

Несмотря на достоинства (высокая производительность, широкий сортамент полос по маркам стали и геометрическим размерам, высокая точность и механические свойства проката) современные НШПС сохраняют определенные недостатки. Заправочная скорость переднего конца полосы не может превышать 12,5 м/с в связи со сложностью ее безаварийного транспортирования по отводящему рольгангу. При такой заправочной скорости невозможно обеспечить требуемую температуру конца прокатки при производстве полос толщиной менее 2 мм [77, 78]. При прокатке полос толщиной менее 1,4 мм производительность НШПС резко снижается, а при прокатке полос толщиной 12-16 мм прокатные клетки загружены только на 30%.

Горячая прокатка в линии широкополосного стана (ШПС) горячей прокатки является сложным процессом многократной деформации полосы, во время которого постоянно меняются как температура прокатываемого металла, так и скорость деформации. Технологические стадии производства полосы в линии компактного стана горячей прокатки с производительностью до 4 млн. тонн в год, представлены на Рисунке 21.

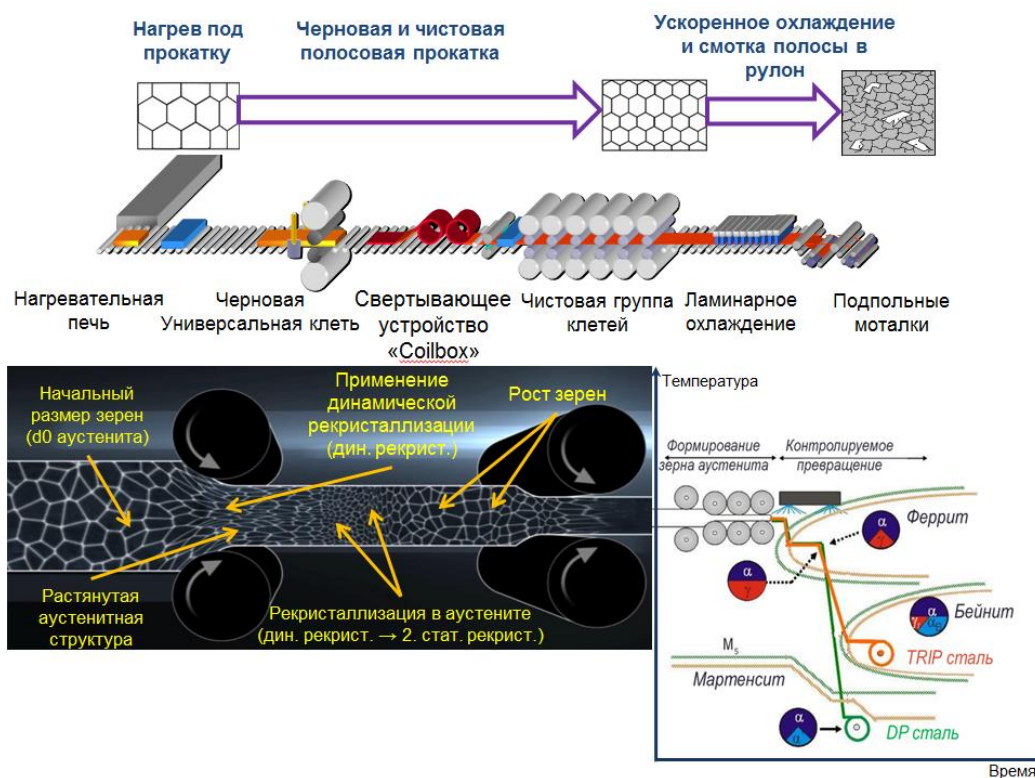


Рисунок 21 – Технологические стадии и процессы структурообразования, протекающие при горячей прокатке в линии ШПС

Производство горячекатаного проката начинается с разогрева слэба в нагревательной печи до 1150-1250 °С. Далее слэб подвергается многократной деформации сначала в черновой группе клетей стана, а потом в чистовой. Полоса на выходе из чистовой группы клетей стана имеет температуру в интервале 750-900°С, в зависимости от задачи прокатки. Далее следует ускоренное охлаждение полосы водой на отводящем рольганге и смотка в рулон. После этого рулон горячекатаной полосы, с температурой в районе 400-700 °С, направляется на склад рулонов для дальнейшего охлаждения на воздухе в течение 2-3 суток перед последующими переделами. Температурные, скоростные и деформационные условия работы линии НШПС во многом определяют формирование структуры и механических свойств горячекатаной полосы.

Ниже приведены основные изменения структуры, протекающие в сталях в линии НШПС горячей прокатки до, вовремя горячей прокатки, а также при охлаждении полосы на отводящем рольганге.

1.5.1 Влияние температуры нагрева под прокатку

Главная задача нагревательных печей состоит в равномерном нагреве слабов, при котором размер аустенитного зерна был бы однороден по всему объему слэба. Кроме этого температура нагрева выбирается так, чтобы обеспечить полное растворение легирующих элементов, таких как Ti, Nb и V в твердом растворе. Если для большинства коммерческих сталей полный переход в твердый раствор частиц V(CN) наблюдается уже при температуре около 920-1000 °C, то растворение избыточных фаз Nb(CN), AlN, и, прежде всего, TiC требует разогрева в интервале температур 1150-1300 °C [79].

С растворением избыточных фаз исчезает фактор, сдерживающий размер аустенитного зерна. На Рисунке 22 показано как в зависимости от легирования изменяется размер зерна аустенита [80]. При этом виден скачкообразный рост зерна по достижении температуры растворения избыточной фазы.

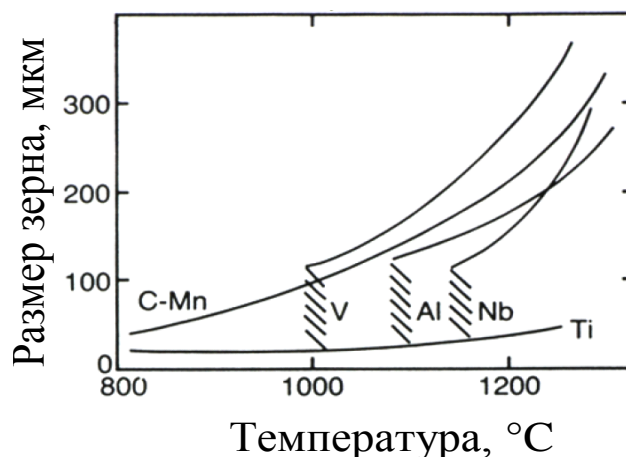


Рисунок 22 – Размер аустенитного зерна в зависимости от температуры в сталях, содержащих разные легирующие элементы [80]

Измельчение зерен аустенита способствует получению двухфазной микроструктуры, так как ускоряет превращение аустенита феррит за счет увеличения числа центров зарождения новой фазы. При крупном размере зерна аустенита вместо ферритного распада наблюдается бейнитное превращение. В связи с этим в работе [69] был исследован рост зерна аустенита в

процессе нагрева под прокатку в течении 1 часа в интервале температур от 1000°C до 1300°C (Si-Mn-Cr) стали, содержащей 0.05%C, 0.04%Al и различные количества Si (0.5-1.5%), Mn (0.8-1.5%) и Cr (1.0-1.4%).

При этом в большинстве составов стали при температурах свыше 1200°C наблюдается укрупнение зерен аустенита, что связано, по-видимому, с растворением частиц AlN. В стали (1.5%Si-0.8%Mn-1.4%Cr) температура укрупнения зерна выше, чем у других сталей. Полагают, что диапазон температур от 1150 до 1200 °C наиболее подходит для нагрева перед прокаткой слэбов из стали с относительно низким содержанием Si (до 1%).

Так как после горячей прокатки в черновой группе прокатного стана в конечном итоге желателен малый размер зерна аустенита, то логично ограничивать размер зерна в слэбе перед прокаткой. (см. Рисунок 23) Это достигается малой добавкой Ti, тем самым препятствуя росту зерна аустенита, и ограничением температуры разогрева, чтобы не допустить растворения TiC [80].

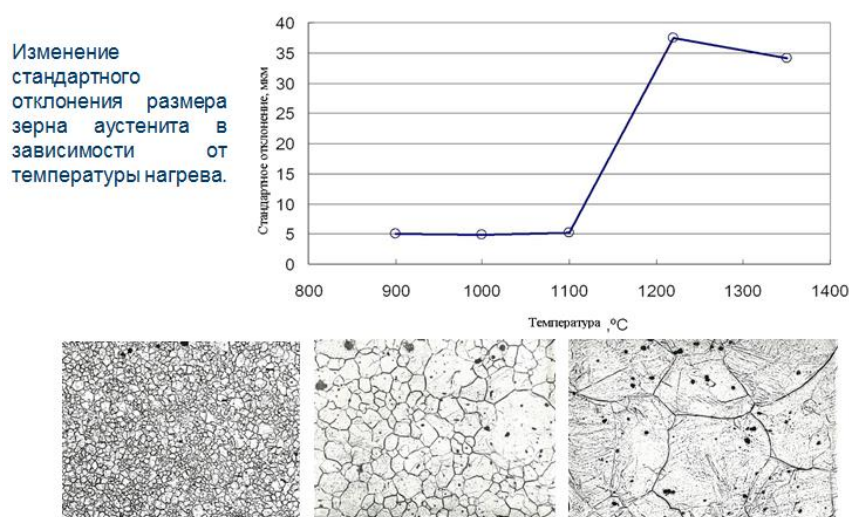


Рисунок 23 – Изменение размера зерна аустенита в зависимости от температуры нагрева

Поэтому выбор температур нагрева слэбов в нагревательной печи перед горячей прокаткой, прежде всего, определяется химическим составом стали, а потом уже экономической целесообразностью (экономией энергопотребления печами, а значит снижением затрат производства).

Точность нагрева – ключевой фактор при использовании технологии ускоренного охлаждения: равномерная температура, гомогенная структура; легко удаляемая окалина.

Термическая и структурная неоднородность сляба наследуется полосой и листом и умножается при последеформационном ускоренном охлаждении: ведет к дефектам плоскостности, внутренним напряжениям и разбросу механических свойств.

1.5.2 Горячая прокатка полосы

Очень сложно разделить структурные превращения, протекающие до, во время и после горячей деформации. Более того, особенность горячей деформацией состоит в том, что структурные изменения как упрочняющего, так и разупрочняющего типов протекают параллельно, и при этом могут оказывать друг на друга существенное влияние. Упрочнение материала происходит за счет наклепа, то есть увеличения плотности дислокаций, их перераспределения с формированием более стабильных конфигураций. Основными процессами разупрочнения при горячей деформации являются рекристаллизация и возврат (динамическая полигонизация) [81]. Следует отметить, что фазовые превращения и образование частиц, также вносят свой вклад в степень реализации этих упрочняющих и разупрочняющих процессов.

Что касается линии ШПС горячей прокатки, то, как уже было сказано, деформация металла имеет место сначала в черновой группе клетей, а потом в чистовом стане. Главная задача черновой группы стана это формирование предварительной геометрии полосы, а так же обеспечение как можно меньшего размера зерна аустенита после его динамической рекристаллизации (см. Рисунок 24). Однако из-за больших (несколько секунд) междеформационных пауз между клетями черновой группы, достаточной для процессов рекристаллизации и дальнейшего укрупнения зерна (при температуре 1100-1200 °С), соответственно не всегда удается добиться существенного измельчения аустенитного зерна. При этом не следует допускать прокатку с малыми степенями обжатия за пропуск (критическая деформация) во избежание спонтанного роста зерна (см. Рисунок 25) [74].

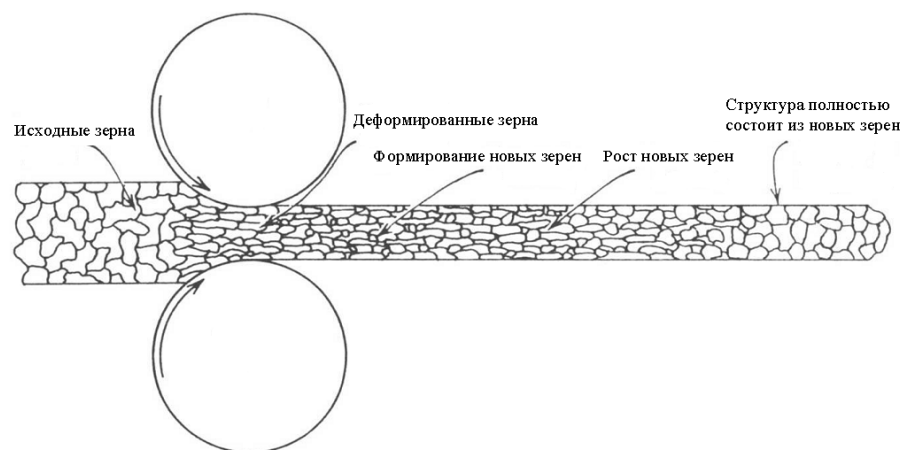


Рисунок 24 – Измельчение зерна аустенита в стали при черновой горячей прокатке

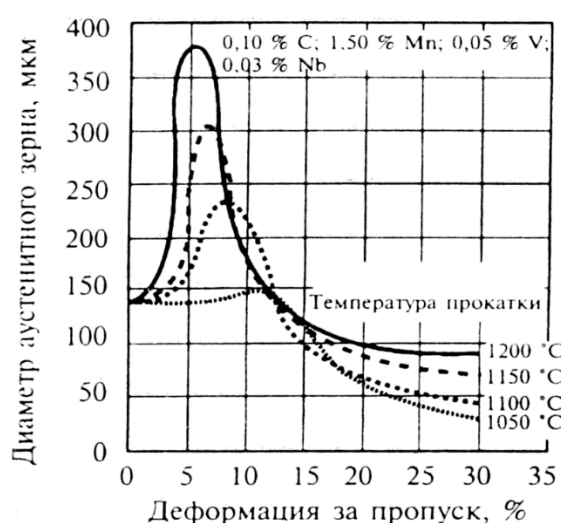


Рисунок 25 – Влияние температуры и степени деформации на размер рекристаллизованного зерна

В связи с этим роль чистовой группы клетей стана в формировании структуры и механических свойств существенно возрастает [82]. Выбор температурного, скоростного и деформационного режимов работы чистовой группы клетей должны обеспечивать получение мелкой однородной структуры. Поэтому, именно в чистовой группе клетей, где пауза между горячей деформацией существенно меньше, происходит рекристаллизация зерна аустенита при сохранении наклепа структуры, что при последующем фазовом превращении аустенита в феррит приводит к дальнейшему измельчению ферритного зерна [82].

Среди ряда условий горячей прокатки основными факторами, которые оказывают влияние на механические свойства, являются: температура конца горячей прокатки ($T_{кп}$),

степень обжатия в последней клетке, скорость охлаждения до температуры скотки в рулон и сама температура скотки.

Огромное влияние на микроструктуру горячекатаного листа оказывает $T_{\text{кп}}$. В ряде работ было исследовано влияние температуры конца прокатки ($T_{\text{кп}}$) на структуру и механические свойства горячекатаных ДФМС [83-86, 69, 70, 23, 28]. Практически все авторы отмечают, что понижение $T_{\text{кп}}$ до $A_{\text{г3}}$ ускоряет ферритное превращение и способствует стабилизации объемов непревращенного аустенита в ходе дальнейшего охлаждения за счет обогащения его углеродом, что позволяет получить двухфазную структуру с высоким комплексом свойств. Окончание прокатки при $T_{\text{кп}} < A_{\text{г3}}$ ведет к механическому упрочнению превращенных зерен феррита, что вызывает рост $\sigma_{0.2}$, снижение пластичности, усиление анизотропии свойств.

Скорость и полнота протекания рекристаллизации зависят от температуры и степени деформации. Чем больше степень горячей деформации, тем быстрее проходит разупрочнение при последеформационной выдержке и мельче рекристаллизованное зерно. Наиболее сильно величина деформации влияет на скорость разупрочнения в начале процесса, с увеличением продолжительности последеформационной выдержки это влияние ослабевает. Однако, следует отметить, что увеличение степени деформации на стадии установившегося течения не влияет ни на размер зерна при последеформационной выдержке, ни на скорость разупрочнения. Последеформационное разупрочнение протекает более полно с повышением температуры горячей деформации. Чем выше температура деформации, тем крупнее и совершеннее рекристаллизованные зерна.

При температуре конца прокатки выше точки $A_{\text{г3}}$ и степенях обжатия меньших, чем необходимо для образования стадии установившегося течения, конечная величина зерна феррита зависит от величины зерна аустенита перед рекристаллизацией. Увеличение степени обжатия уменьшает влияние размера исходного зерна аустенита. Особенно важное значение для конечной величины ферритного зерна имеет степень обжатия в последней клетке, поскольку именно от этого фактора зависит размер аустенитного зерна перед $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением при охлаждении подката. При необходимости измельчения зерна феррита и повышения предела текучести применяют высокие степени деформации в последних проходах.

Деформация с малыми обжатиями (около 7%) приводит к росту зерна, тем более выраженному, чем ниже $T_{\text{кп}}$. С повышением деформации при всех температурах прокатки происходит переход к рекристаллизации по механизму зарождения и роста новых зерен, что способствует измельчению зерна аустенита вследствие протекания данного процесса.

В источнике [87] отмечается, что заданная толщина полосы при горячей прокатке также влияет на параметры обработки на стане. При идентичных химическом составех стали и

условиях обработки общая тенденция состоит в том, что при увеличении толщины снижаются конечные прочностные характеристики. Это особенно очевидно при переходе на толщину свыше 4 мм и, скорее всего, связано со следующими факторами: уменьшенная общая деформация для более толстых полос приводит к образованию менее подготовленной аустенитной структуры, а следовательно, к сокращению числа мест образования феррита и в полосе большей толщины наблюдается меньшая средняя скорость охлаждения на отводящем рольганге, что еще больше влияет на скорость образования феррита и, следовательно, на размер зерна.

Авторами работы [88] исследовалось влияние термомеханических процессов на выделение частиц для промышленной двухфазной стали микролегированной титаном. С использованием физического моделирования были воспроизведены промышленные температурно-деформационные условия прокатки в лабораторных масштабах (см. Рисунок 26). Установка охлаждения обеспечивает охлаждение около 70 °C/с. Образцы A7 и A8 имели такую же историю как и A5, но разные режимы охлаждения после последней чистовой клетки.

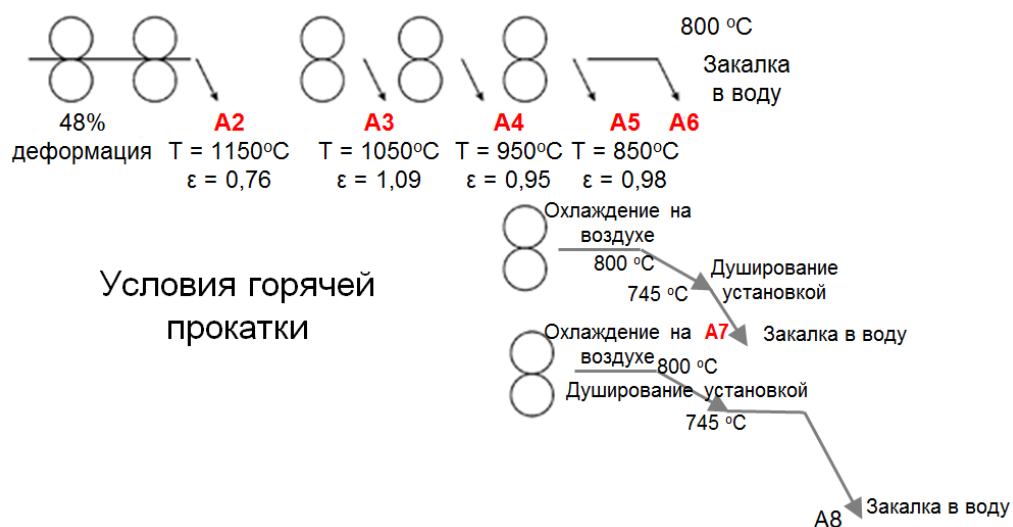


Рисунок 26 – Смоделированные условия прокатки и технологические участки, использованные для изучения влияния прокатки на выделения частиц TiC [88]

Чистовая прокатка была выполнена в три прохода (в отличие от семи проходов в промышленных условиях), но с тем же суммарным обжатием как в промышленных масштабах. После каждого из трех чистовых проходов, отбиралась проба металла (пробы A3, A4, и A5 на Рисунок 26) и анализировался на выделение частиц в феррите. Число выделившихся карбидов

титана как функция от термомеханической обработки представлена на Рисунке 27. Температура $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения (A_{T3}) для данной стали составляла – 805 °С.

На основании проведенных исследования были определены три участка в процессе термомеханической обработки, при которых происходит реакция выделения карбидов титана: первый (A3) показывает увеличение выделений частиц вследствие деформации в первом проходе, второй (A4, A5) показывает незначительное увеличение в выделении частиц, по-видимому вследствие насыщения плотности дислокаций в последующих двух проходах и третий (A6-A8) показывает увеличение выделений частиц вследствие фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, а также выбора режима ускоренного охлаждения при выходе полосы на отводящий рольганг. Авторами работы [89] были проведены похожие исследования, используя метод селективного электролитического растворения, и в результате они показали такие же три участка выделения частиц. А контролируя механизмами выделения частиц, можно, управлять морфологией и количеством структурных составляющих в двухфазной стали, а значит и ее механическими свойствами.

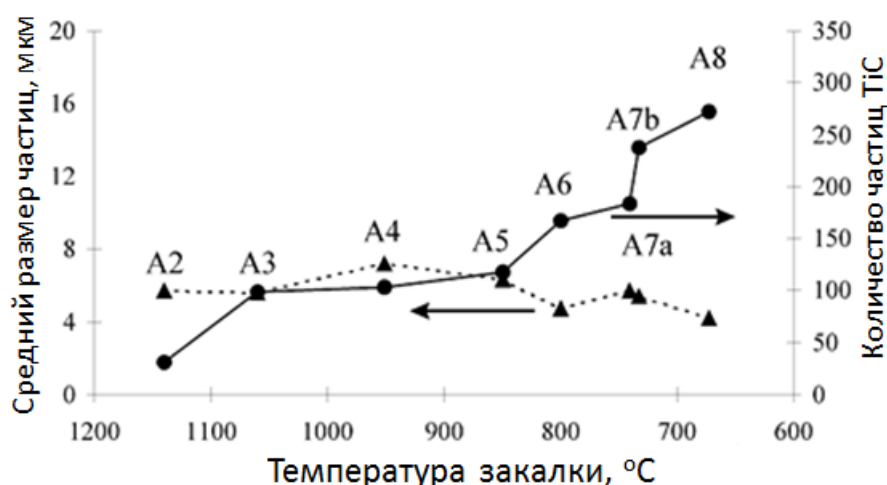


Рисунок 27 – Число выделений частиц TiC в закаленных образцах как функция температуры закалки (непрерывная кривая) и их корреспонденция с средним размером (88)

1.5.3 Последеформационное ускоренное охлаждение на отводящем рольганге

Дальнейшее формирование структуры и механических свойств определяется полиморфным превращением переохлажденного и деформированного аустенита на отводящем рольганге, а так же в полосе, смотанной в рулон [90].

Особое внимание необходимо обратить на стратегию охлаждения после чистовой прокатки, при производстве горячекатаных многофазных сталей. Изменение интенсивности охлаждения и температуры смотки дает возможность менять поведение превращения и изменять уровень прочности в широком интервале.

Для двухфазных сталей скорость охлаждения должна быть достаточно низкой, чтобы позволить превратиться около 85 % аустенита в феррит, что связано с обогащением аустенита углеродом и в тоже время достаточно высоким для избегания формирования перлита и бейнита и обеспечения формирования мартенсита при низкой температуре смотки около 200 °С. Следовательно, ступень выдержки следует вставить в температурном интервале максимальной скорости образования феррита или программа легирования должна быть скорректирована так, чтобы ускорить образование феррита [11].

Вместо ускорения выделения феррита можно использовать для той же цели (получения 80-85 % феррита) увеличение длительности (до 40 с) сравнительно медленного (5-10 °С/с) охлаждения стали (см. Рисунок 28). Затем ускоренно охлаждают полученную двухфазную ферритно-аустенитную смесь, обеспечивая $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение участков γ -фазы. Полагают, что при получении горячекатаных ДФМС допустимы (без ухудшения свойств) более высокие скорости охлаждения феррита, чем при термической обработке из двухфазной области. Объясняют это тем, что высокая плотность дислокаций и других дефектов в горячекатаной стали приводит к увеличению скорости диффузии, обеспечивая очистку ферритной матрицы и перераспределение атомов внедрения в оставшуюся γ -фазу за более короткий период времени [65].

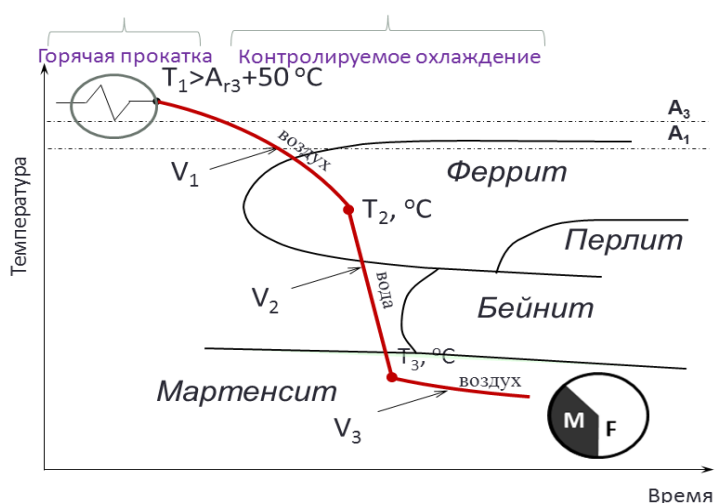


Рисунок 28 – Двухступенчатый режим охлаждения при производстве двухфазных сталей с тепла прокатного нагрева

В работе [69] исследовали влияние схемы охлаждения: 1) ускоренное охлаждение водой непосредственно после прокатки с последующим воздушным до температуры смотки; 2) воздушное, затем охлаждение водой непосредственно после прокатки с последующим воздушным до температуры смотки; 3) воздушное охлаждение и непосредственно перед смоткой – охлаждение водой; на механические свойства стали 0,06%C-1,5%Mn-1.0%Si-1.0%Cr. Увеличение задержки перед охлаждением водой снижает $\sigma_{0,2}$, σ_B и отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и увеличивает общее удлинение. Изучение микроструктуры показало, что в случае ускоренного охлаждения непосредственно перед смоткой объемная доля феррита выше, чем при других схемах охлаждения, что обуславливает увеличение концентрации углерода в аустените и его преимущественное превращение в мартенсит, а не в крупнозернистый бейнит.

В работе [91] было исследовано влияние скорости охлаждения до комнатной температуры после прокатки ($T_{кп} \sim 850^\circ\text{C}$) на микроструктуру стали – 0.04%C-0.5%Si-1.5%Mn-0.5%Cr. При скорости охлаждения ($\sim 5^\circ\text{C}/\text{с}$) образуется феррито-мартенситная структура, содержание в которой мартенсита сравнительно мало. С ростом скорости охлаждения возрастает доля бейнита в структуре и при скорости охлаждения ($\sim 30^\circ\text{C}/\text{с}$) образуется феррит-бейнит-мартенситная (Ф-Б-М) структура, а при скорости охлаждения ($\sim 30^\circ\text{C}/\text{с}$) – структура состоит из бейнита и мартенсита.

В работе [92] было исследовано влияние температуры начала ускоренного охлаждения ($T_{нуо}$) в диапазоне $750-850^\circ\text{C}$ на механические свойства Si-Mn сталей. После конца прокатки при $T_{кп} \sim 900^\circ\text{C}$ стали охлаждали на воздухе до различных $T_{нуо}$ и закаливали в воду до $T_{см} \sim 500^\circ\text{C}$, после чего охлаждали с печью. С понижением $T_{нуо}$ возрастает общее относительное удлинение ($\delta_{общ}$) и уменьшается отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, что связано, вероятно, с более полной очисткой феррита от атомов внедрения и стабилизации, за счет этого, участков непревращенного аустенита.

Температура смотки ($T_{см}$) является одним из важнейших технологических факторов, влияющих на возможность получения с тепла прокатного нагрева двухфазной структуры и свойств в низколегированных сталях. В связи с тем, что скорость охлаждения в рулоне после смотки составляет $\sim 20-40^\circ\text{C}/\text{час}$, можно считать, что полоса находится в квазиизотермических условиях и подвергается отпуску при температуре смотки. Температура смотки является фактором, определяющим термодинамическую устойчивость участков непревращенного аустенита (который может превратиться либо в бейнитно-мартенситную, либо в бейнитно-перлитную смесь) и возможность самоотпуска бейнитно-мартенситной смеси. При повышении $T_{см}$ интенсифицируются процессы отпуска, а также вероятность диффузионных превращений, поэтому для каждой стали существует верхняя критическая $T_{см}$ при заданной схеме

охлаждения, выше которой в структуре появляется перлит, возникает площадка текучести и резко возрастает отношение σ_T/σ_b [24, 69, 70, 86, 93].

Было установлено, что на границах между мартенситом и ферритом имеет место достаточно высокая концентрация напряжений, которая может быть уменьшена за счет присутствия в микроструктуре некоторого количества бейнита [94], что позволяет увеличить пластичность без значительного понижения временного сопротивления. Такая «трехфазная» микроструктура обеспечивает ряд технологических и экономических преимуществ при горячей прокатке полосы, поскольку отпадает необходимость в очень низкой температуре смотки.

Влияние температуры смотки на механические свойства для всех марок стали аналогично. При обычной температуре смотки около 650 °С вторая фаза представляет собой перлит, дающий самую низкую прочность. Наивысший уровень прочности достигается в том случае, когда вторая фаза – мартенсит, что характерно для двухфазных микроструктур, при этом полосовая сталь сохраняет высокую пластичность. При средней температуре смотки – около 450 °С – получается «трехфазная» микроструктура, включающая бейнитную и мартенситную составляющие. Такая микроструктура обеспечивает наилучшую пластичность, но средний уровень прочности. Когда в качестве микролегирующего элемента в этих сталях используется ниобий, улучшаются как пластические свойства, так и прочностные свойства, что является следствием более мелкозернистой микроструктуры. Очевидно, что трехфазные стали обладают наилучшей комбинацией пластичности и прочности, что показано в работах [95, 96], где обобщены результаты проведенных в данном направлении исследований. Для того, чтобы повысить прочность таких полосовых сталей, добавляется больше таких легирующих элементов как Si, Mn, и Cr. Такие стали сматываются при температуре около 450 °С и имеют следующий базовый химический состав [97]: 0,08%С, 1,40% Mn и 0,035% Nb.

Кроме самого фазового распада аустенита, важной характеристикой структуры является размер образующихся фаз, в частности феррита. Размер зерна феррита в целом определяется размером исходного зерна, скоростью охлаждения стали в интервале температур ферритного превращения, а так же степенью деформации переохлажденного аустенита [98-102]. С увеличением скорости охлаждения аустенита размер конечного ферритного зерна уменьшается, так как скорость образования новых зародышей феррита становится выше скорости роста уже образовавшихся зерен. Остаточный наклеп аустенита увеличивает кинетику распада из-за наличия дополнительных энергетически выгодных мест зарождения новых фаз, внутри деформированных аустенитных зерен, что так же способствует уменьшению размера зерна феррита [103].

Размер ферритного зерна также зависит от процессов выделения частиц, например, карбонитридов легирующих элементов, которые в условиях остаточного наклепа могут формироваться как внутри ферритного зерна, так и на его границах, и тем самым блокировать их миграцию, а значит и сам рост зерна [103].

1.6 Концепции компоновок отводящих рольгангов и систем ускоренного охлаждения

Требуемую температуру скотки ($T_{см}$) полос без душирующих установок невозможно обеспечить на широкополосовом стане горячей прокатки (ШСГП), использующих слябы массой более 15 т. При этом, чем толще прокат, тем ниже должна быть $T_{см}$. Получение заданного диапазона температур $t_{см}$ можно обеспечить изменением скорости охлаждения от 10 до 50 °C/с [77].

Для отводящего рольганга ШСГП разработана система ламинарного бизинерционного охлаждения с щелевой (1) и сифонной (2) подачей воды (см. Рисунок 29). Система позволяет обеспечить скорость охлаждения полос до 80 °C/с, при минимальном расходе воды (см. Рисунок 30). Однако более высокие скорости охлаждения (до 400 °C/с) можно обеспечить только струйным охлаждением (см. Рисунок 29). Из таблицы технических данных видно (см. Рисунок 30), что количество воды затрачивающейся для охлаждения полосы толщиной (h) приблизительно одинаковое, однако длина участка струйного охлаждения в 10 раз меньше длины ламинарного участка.

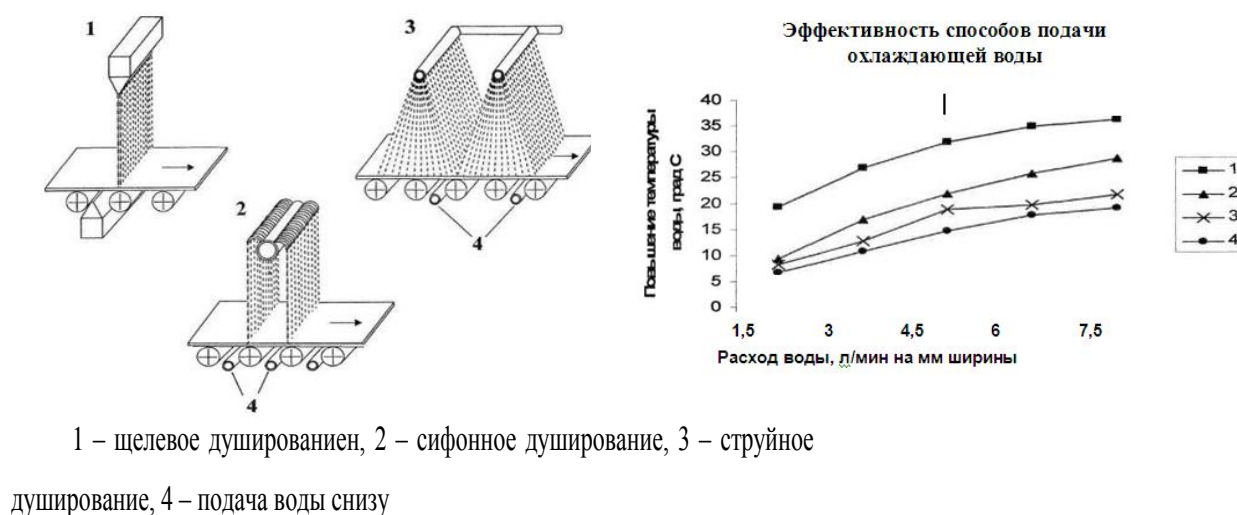


Рисунок 29 – Варианты подачи воды для охлаждения полосы на отводящем рольганге ШСГП

Ламинарное охлаждение



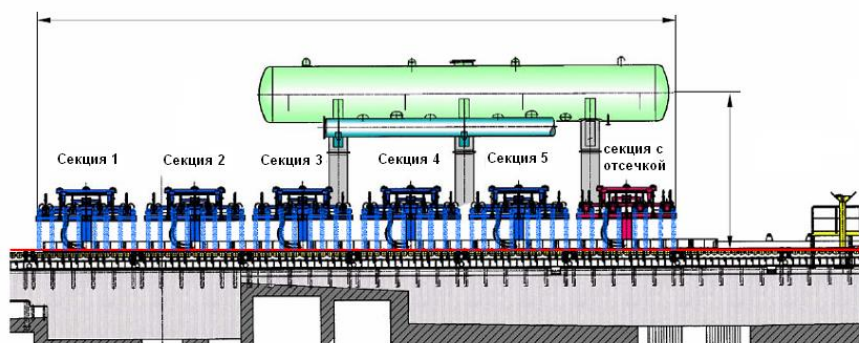
Струйное охлаждение



параметры	Ламинарное охлаждение	Струйное охлаждение
длина	до 100 м	10 м
Скорость охлаждения	до 80 К/с	до 400К/с
Давление воды	0,7 бар	3,5 бар
Количество воды	4000м ³ /h – 14000м ³ /h	5000м ³ /h – 12000м ³ /h
Количество секций охлаждения	до 90 (в зависимости от длины)	20 (сверху) / 30 (снизу)
Количество групп охлаждения	до 20 (в зависимости от длины)	5

Рисунок 30 – Сопоставление основных технических параметров струйной и ламинарной установок ускоренного охлаждения

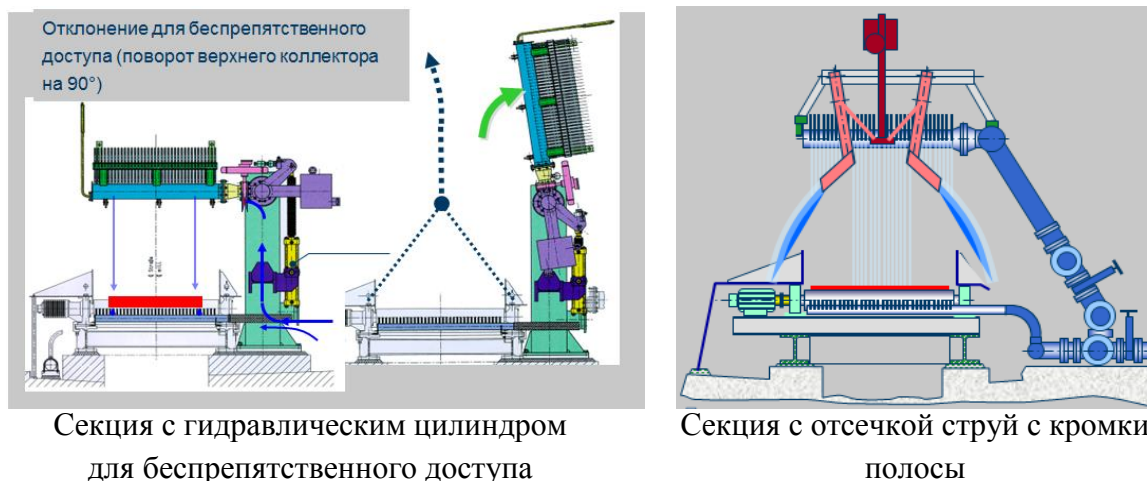
В настоящее время на зарубежных и отечественных станах горячей прокатки для осуществления ускоренного охлаждения полосы на отводящем рольганге применяются, в большинстве случаев, коллектора струйного охлаждения [104-107]. В тоже время, разрабатываются и внедряются компанией SMS Siemag компактные системы ламинарного охлаждения полосы, одна из которых представлена на Рисунке 31. Для постоянного распределения температуры по ширине охлаждаемой полосы последняя секция системы душирования оборудована отсекающими струй охлаждающей жидкости с кромки полосы (см. Рисунок 32). Еще одной отличительной особенностью данной системы является возможность беспрепятственного доступа в линию отводящего рольганга для проведения технических работ, благодаря гидравлическим цилиндрам для поворота верхнего коллектора на 90° (см. Рисунок 32).



Система ламинарного охлаждения полосы

Протяженность системы охлаждения	~ 28 800 mm
Число секций	5
Число секций с отсечкой воды с кромок	1
Давление воды	0,7 bar

Рисунок 31 – Общая схема ламинарного охлаждения полосы на современном ШСГП от SMS Siemag



Секция с гидравлическим цилиндром для беспрепятственного доступа

Секция с отсечкой струй с кромок полосы

Рисунок 32 – Система ламинарного охлаждения полос от SMS Siemag

Ниже рассмотрены основные особенности конструкций и компоновок систем ускоренного охлаждения на отводящих рольгангах отечественных ШСГП для последующего сопоставительного анализа.

На стане 2000 ПАО НЛМК реализована установка ускоренного охлаждения (УУО) полосы, разработанная ВНИИМетмашем и изготовленная ЗАО НКМЗ. Душирующая установка представляет собой систему баков с сифонами для ламинарной подачи воды на полосу сверху и коллекторов с отверстиями для подачи воды струйным способом снизу. Верхние коллекторы имеют два ряда патрубков по 40 штук в каждом. Нижние коллекторы имеют 1 ряд с 50 патрубками. Установка состоит из 80 верхних и нижних полусекций, оснащенных

коллекторами струйного охлаждения, и имеет длину 109,62 м (расстояние от последней клетки стана до первой моталки 206,6 м). В состав одной верхней полусекции входит один коллектор, а в состав одной нижней полусекции может входить от одного до двух коллекторов. Каждая полусекция работает в дискретном режиме подачи воды (включено-отключено), расстояние между коллекторами верхнего охлаждения составляет 2.75 м. Давление в системе 0,6-0,7 атм. Максимальный расход воды одной секции 250 м^3 в час. В состав отводящего рольганга стана 2000 также входят гидросдувы для удаления воды с поверхности полосы и два радиационных пирометра. Принципиальная схема компоновки оборудования отводящего рольганга ШСГП 2000 НЛМК представлена на Рисунок 33.

Система ламинарного охлаждения на отводящем рольганге (ОР) ШСГП 2000 Северсталь имеет два участка ускоренного охлаждения, протяженность первого составляет 69 м, второго – 66,24 м с промежутком длиной 55,18 м, где расположена 1-ая группа моталок. На первой группе моталок сматывают тонкие полосы, на второй – толстые. Сверху полосу охлаждают ламинарными струями воды из сифонов, сгруппированных в блоки, установленные на высоте 2,05 м над уровнем рольганга. В каждом блоке по 80 сифонов. Блоки попарно объединены в секции. На нижнюю поверхность полосы воду подают через патрубки, вмонтированные в коллекторы, соединенные по шесть патрубков в секции, через одну верхнюю секцию можно подать от 130 до 410 $\text{м}^3/\text{ч}$ воды, а через нижнюю от 110 до 200 $\text{м}^3/\text{ч}$. В конце первого и второго участков водяного охлаждения полосы ламинарными струями имеются первая и вторая зоны «точного» охлаждения металла [77]. Регулирование температуры полосы (температуры смотки) осуществляется как изменением числа включенных секций охлаждения, так и изменением расхода воды каждой секцией (в соотношении 1:2,54), в отличие от УУО НЛМК, которая не позволяет регулировать расход воды. Компоновка оборудования ОР ШСГП 2000 Северсталь также представлена на Рисунке 33.

Ускоренное охлаждение перед смоткой в рулон полностью автоматизировано на ШСГП 2000 Северсталь и НЛМК. Задача автоматической системы управления ускоренным охлаждением состоит в обеспечении требуемой температуры смотки полосы в рулон, при допустимом ее отклонении от номинального значения в пределах $\pm 20 \text{ }^\circ\text{C}$. Это достигается в каждый момент времени включением необходимого количества полусекций и подачей воды на полосу, обеспечивающими теплосъем, который соответствует перепаду фактических температур конца прокатки и смотки отдельного участка полосы [108].

Режим подачи воды на полосу рассчитывается на ЭВМ. Исходными данными для расчета режима охлаждения полос являются параметры начальной настройки чистой группы клеток, толщина и ширина готовой полосы, температура конца прокатки, скорость и ускорение

чистой группы клетей. Расход воды, необходимый для охлаждения полос до требуемой температуры, определяется экспериментально (применительно к условиям ОР ШСГП 2000 Северсталь) и вводится в ЭВМ в виде матрицы. В соответствии с этими данными ЭВМ определяет число вентилях, которые должны быть открыты и уровень подъема их задвижек. Коррекцию режима охлаждения производят по результатам замера температуры полосы перед смоткой её в рулон.

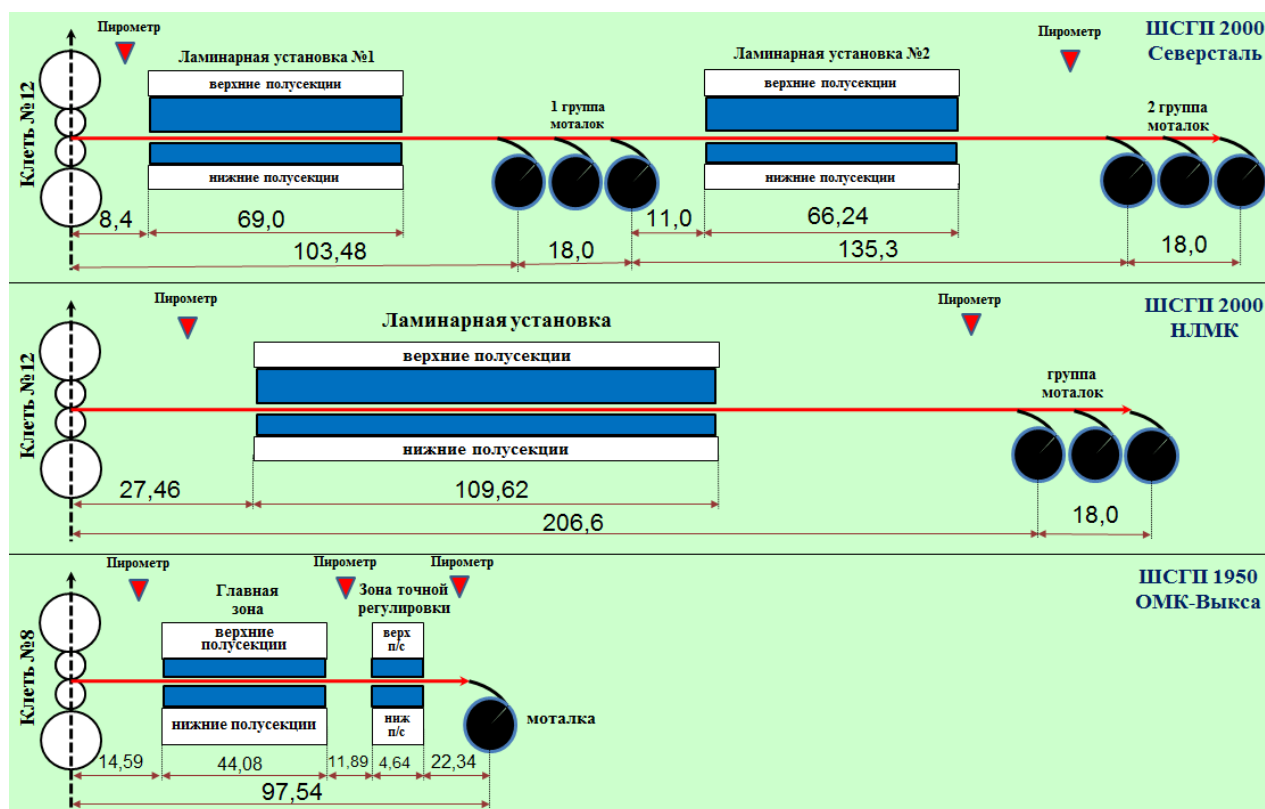


Рисунок 33 – Сопоставление компоновок отводящих рольгангов отечественных ШСГП

ШСГП 1950 ОМК-Выкса входящий в состав литейно-прокатного комплекса, оснащен компактным отводящим рольгангом, расстояние от последней клетки стана до первой моталки 97,54 м (см. Рисунок 33), таким образом, его длина в 2 или 2,5 раза меньше чем ОР ШСГП НЛМК и Северсталь соответственно. Данный рольганг оснащен установкой ламинарного охлаждения – первый участок с ламинарным потоком (20 блоков), второй участок охлаждения (3 блока) для тонкой регулировки температуры смотки. Каждый блок оборудован коллекторами водяной стены (одна головка) и нижним разбрызгивателем (8 головок) с управлением с помощью двухпозиционных клапанов в соответствии с толщиной полосы, скоростью и температурой на входе для обеспечения характеристик конечной продукции. Между двумя участками охлаждения расположен пирометр для обратной связи (см. Рисунок 33). Подобный

постоянный контроль охлаждения необходим для обеспечения скорости охлаждения, необходимой для получения требуемой структуры и механических свойств стали. Исходные данные по температуре для управления этой системой поступают с чистовой группы стана с передачей через компьютер для определения фактической температуры полосы на выходе чистового стана и числа коллекторов и распылителей, которое необходимо для получения нужной температуры [109].

В большинстве опубликованных работ, в особенности за рубежом [11, 110, 111], предлагается двухступенчатая схема охлаждения на отводящем рольганге ШСГП при производстве горячекатаных ДФМС, включающая дополнительную воздушную паузу в области ферритного превращения. На ряде отечественных ШСГП с двумя участками ускоренного охлаждения (см. Рисунок 33) продолжается освоение технологии двухступенчатого охлаждения горячекатаной полосы при производстве ДФМС. Конструктивные особенности отводящего рольганга ШСГП 2000 НЛМК не позволяют реализовать двухступенчатый режим охлаждения, поэтому в настоящей работе предложена для исследования одноступенчатая схема охлаждения, которая может быть реализована на любой компоновке отечественных ШСГП (см. Рисунок 34) при разработке технологии производства горячекатаной ДФМС в диапазоне класса прочности DP600.

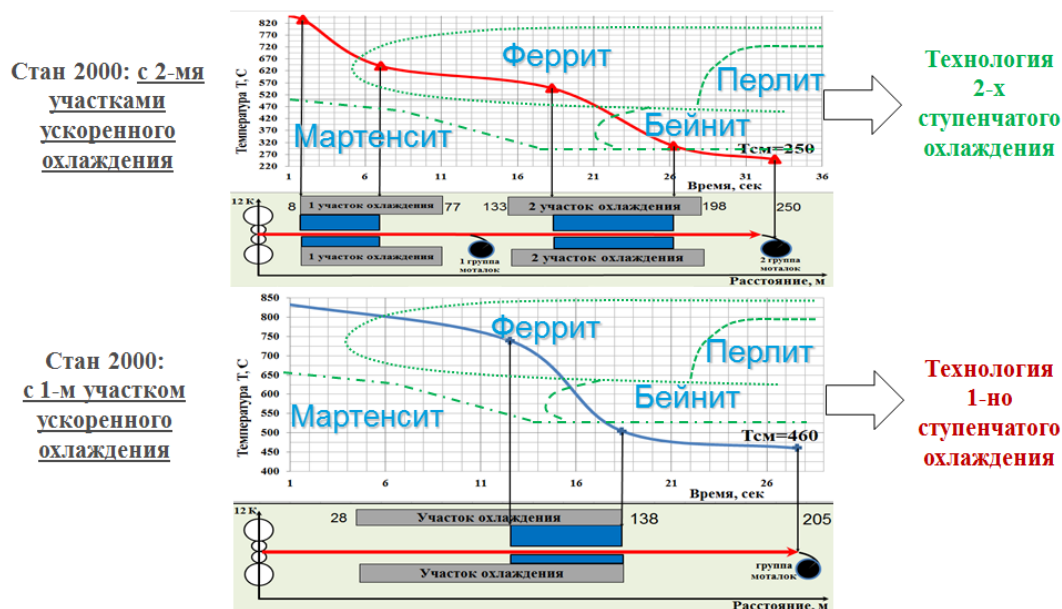


Рисунок 34 – Технологические особенности ступенчатого охлаждения полосы с учетом компоновки отводящего рольганга НШПС 2000 НЛМК

1.7 Расчеты структуры и механических свойств с использованием математической модели структурообразования разработанной в НИТУ «МИСиС»

Математическая модель структурообразования [112], использованная при аналитических расчетах структуры и механических свойств, основана на металлофизических представлениях о формировании структуры и фазовых превращениях в процессе прокатки в линии ШСГП и последеформационного охлаждения. Модель состоит из трех блоков, один из которых предназначен для моделирования температурно-деформационных условий структурообразования, другой – для моделирования структурных превращений и третий – для расчёта механических свойств по структурным параметрам. Данная математическая модель была реализована на ЭВМ в программе ASU-3R. В рабочем окне которой задается конфигурация ШСГП, основные требования предъявляемые к горячекатаному прокату (по геометрии, массе сляба, механическим свойствам, химическому составу), деформационные и температурно-скоростные условия горячей прокатки в чистовой группе клетей, а также возможность регулирования координаты начала и окончания работы системы душирования участка ускоренного охлаждения на отводящем рольганге. Результатом работы программы является расчет энергосиловых параметров прокатки, температуры проката в линии стана и в процессе охлаждения в рулоне, а также расчет характеристик микроструктуры и механических свойств горячекатаной полосы, выводимый на экран в виде дополнительного окна.

С помощью указанной математической модели регулировались параметры одноступенчатого охлаждения (время воздушной паузы – $\tau_{\text{паузы}}$, ускоренное охлаждение – $V_{\text{охл}}$, температура смотки – $T_{\text{см}}$) для двух принципиально отличных компоновок отводящего рольганга – с одним и двумя участками ускоренного охлаждения (УУО), при фиксированных температурно-деформационных параметрах прокатки для низколегированной стали марки 06ХГС (см. Таблица 6), взятой из литературных данных. Варьируемые параметры охлаждения схематично представлены на Рисунке 35.



Рисунок 35 – Схема отводящего рольганга ШСП 2000 НЛМК в процессе работы системы ускоренного охлаждения

Таблица 6 – Химический состав исследуемой стали, (%)

	Химические элементы						
Сталь	C	Mn	Si	Cr	Al	S	P
06ХГС	0,06	1,1	0,42	0,33	0,04	0,003	0,01

Для проведения расчетов с двумя УУО (на примере ШСП 2000 Северсталь) рассматривали три варианта работы системы охлаждения в зависимости от смотки на первую или вторую группы моталок. В первом варианте расчетов изменение порядка включенных душирующих секций производится со смоткой на 1-ую группу моталок (см. Рисунок 36). Во втором варианте расчетов со смоткой на 2-ую группу моталок (в том же температурном диапазоне), душирование по-прежнему выполняли секциями на первом УУО. В третьем варианте расчетов душирование осуществляли на втором УУО. В каждом варианте варьировали номер первой и последней включенной секции душирования. (113) При одном УУО и одной группе моталок на отводящем рольганге широкополосового стана 2000 НЛМК возможен лишь один вариант работы системы охлаждения.

На основании полученных результатов проводился комплексный анализ процессов структурообразования, который подразумевал сопоставление расчетных параметров ступенчатого охлаждения для двух компоновок отводящего рольганга широкополосового стана, с термокинетической диаграммой стали марки 06ХГС.

Анализ результатов расчетов представленных на Рисунке 37 и опубликованных в источнике [112] по трем вариантам работы системы охлаждения (два УУО на отводящем рольганге НШПС 2000 Северсталь) позволяет однозначно сформулировать следующие закономерности изменения соотношения структурных составляющих:

- количество игольчатой структуры возрастает при снижении $T_{см}$ с 530 до 460 °С и уменьшается при увеличении протяженности отводящего рольганга с 103,5 до 257 м;
- максимальное количество бейнита образуется при смотке полосы на 1-ую группу моталок и температуре смотки 460 °С (режим №4 с максимальным ускоренным охлаждением), а минимальное количество бейнита – при смотке полосы на 2-ую группу моталок, душировании 1-м УУО и температуре смотки 530 °С (режим № 7);
- увеличение времени паузы предотвращает образование избыточного количества бейнита и позволяет эффективно регулировать оптимальное соотношение феррита и бейнита;
- безперлитная структура обеспечивается при интенсивном охлаждении последними секциями, если смотка производилась на 1-ую группу моталок или первыми секциями УУО при смотке на 2-ую группу моталок.

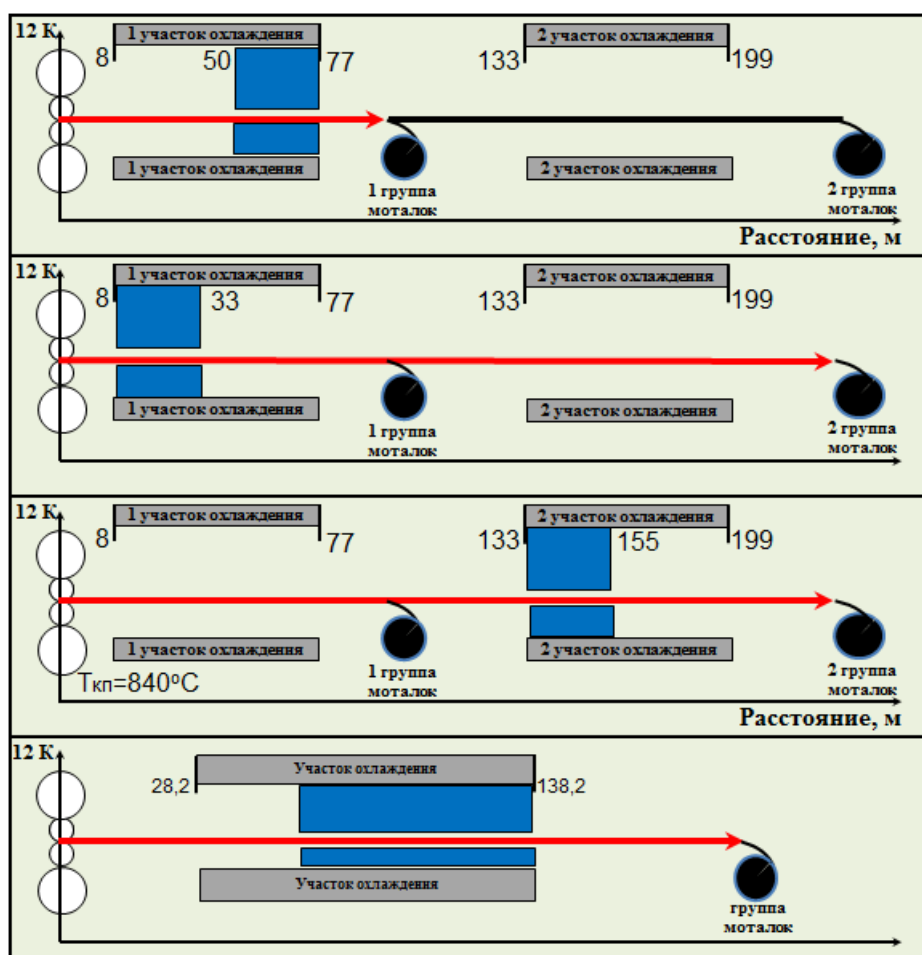


Рисунок 36 – Предложенные для моделирования варианты работы УУО при одноступенчатом режиме душирования на отводящем рольганге с одной и двумя группами моталок

Комплексный анализ процессов структурообразования при ускоренном охлаждении на ОР с 1-м участком душирования показал (см. Рисунок 38) однозначную связь и влияние параметров ступенчатого охлаждения (температура скотки, скорость охлаждения, время воздушной паузы) на возможность эффективного регулирования соотношением ферритной (от 10 до 55%) и бейнитной (от 90 до 45%) составляющих двухфазной стали.

В тоже время, в процессе работы с математической моделью структурообразования выявлены определенные упущения при учете технологических особенностей работы конкретной системы душирования. Одним из которых является чрезмерное увеличение скорости душирования, с уменьшением длины участка душирования и наоборот. Нет привязки к конкретным полусекциям УУО на том, или ином отводящем рольганге ШСГП, в модели учитывается длина душируемого и не душируемого участка в линии отводящего рольганга до момента скотки полосы в рулон. Поэтому порядок включения полусекций изменять нельзя, только участок, либо несколько участков, на которых производится душирование. Модель ограничена по нижнему уровню температуры скотки, не менее 460 °С, и расчет температуры по толщине выполняется усредненный, начиная от выхода раската из 5-ой клетки и до скотки полосы в рулон. Перечисленные недостатки модели структурообразования [112] естественным образом сказывается на качестве результатов расчетов, применительно к отдельно рассматриваемому оборудованию ШСГП. В связи с чем, возникает потребность в разработке модели теплового состояния полосы в линии ШСГП 2000, которая будет учитывать технологические особенности теплосохраниющих систем, а также систем принудительного охлаждения прокатываемых полос из горячекатаных ДФМС, для обеспечения заданных температурно-временных и деформационных условий горячей прокатки и последующего ускоренного охлаждения перед скоткой полосы в рулон.

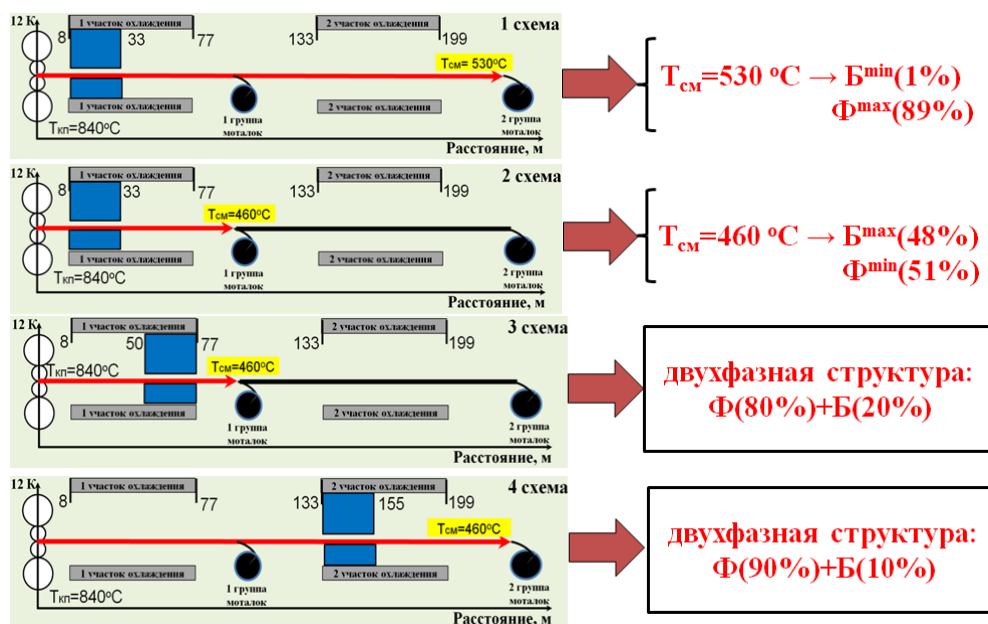


Рисунок 37 – Анализ влияния T_{cm} и $\tau_{паузы}$ на соотношение структурных составляющих по результатам расчетов на математической модели для ОР с 2-мя участками охлаждения

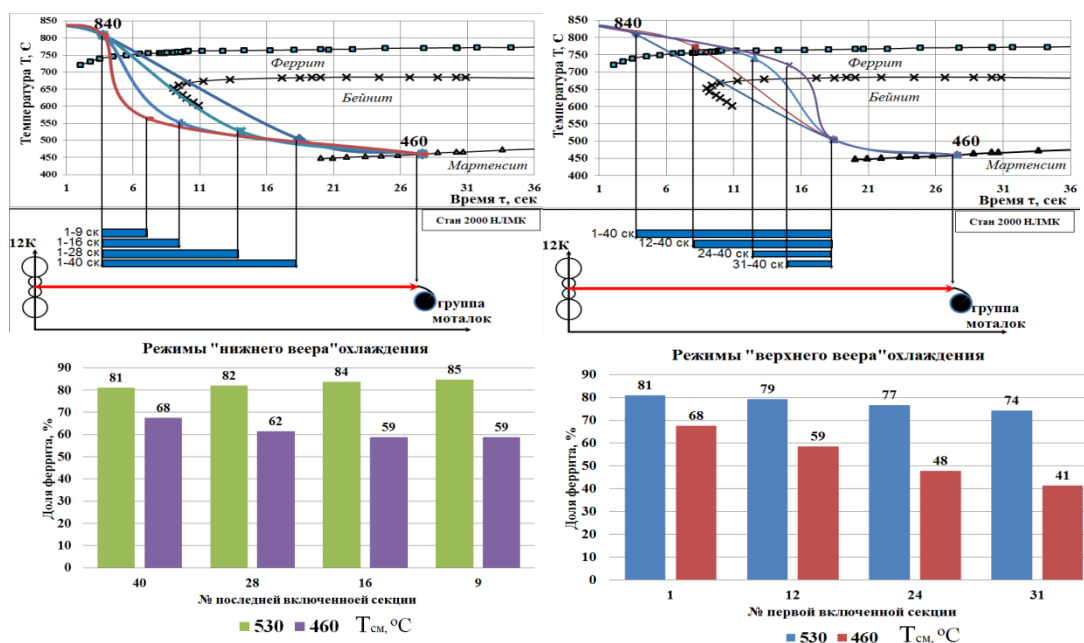


Рисунок 38 – Сопоставление расчетных режимов с ТКД стали марки 06ХГС при одноступенчатом охлаждении на ШПС 2000 с 1-ой группой моталок

1.8 Методы определения сопротивления металла деформации и факторы, влияющие на вид кривой напряжения течения

Сопротивление металла деформации (СМД) является ключевым параметром стали в процессе деформации, который изображается кривой напряжения течения [114]. Кривая напряжения течения – это двумерное изображение зависимости СМД от степени деформации при определенной скорости деформации и температуре, отражающее лишь пластическое, а не упругое формоизменение. Конфигурация кривой напряжения течения определяется в ходе испытаний образцов на сжатие или на кручение, принимая во внимание напряженное состояние.

Обращая внимания на многофакторность современного процесса деформации, выбираемый метод испытания для построения кривой напряжения течения должен описывать напряженное и деформационное состояние материала максимально точно. Более того, кривая напряжения течения есть идеализированное представление процесса, не учитывающее, например, деформационный разогрев или влияние трения. Поэтому строить кривую напряжения течения следует с учетом данных факторов. Как правило, СМД возрастает с увеличением степени деформации по причине образования дислокаций. При деформации большинства металлов и железных сплавов скорость деформационного упрочнения начинает падать, достигая определенного значения степени деформации, что обуславливается запуском процессов разупрочнения. При дальнейшем увеличении степени деформации СМД достигает максимума и затем снижается, пока не достигнет стабильного значения. Максимум значения напряжения указывает на достижения баланса процессов упрочнения и разупрочнения, после чего напряжение будет снижаться. Состояние постоянного напряжения при увеличении нагрузки при дальнейшей деформации также характеризуется равенством двух указанных выше процессов.

С момента начала разупрочнения активируются процессы полигонизации и рекристаллизации, происходит контролируемая диффузия, после чего с увеличением степени деформации и снижением температуры разупрочнение замедляется. В результате увеличения деформации и снижения температуры СМД снова возрастает, достигая нового максимума. Помимо температуры, степени и скорости деформации на напряжение оказывает влияние сам материал, его химический состав, исходная микроструктура и фазовый состав. Схематично пример кривой текучести при горячей деформации железного сплава изображен на Рисунке 39 [115]. Понимание принципов изменения напряжения в процессе деформации крайне важно, как для определения усилий и нагрузок на оборудование при прокатке, так и для корректного проектирования прокатных цехов и оборудования [116].

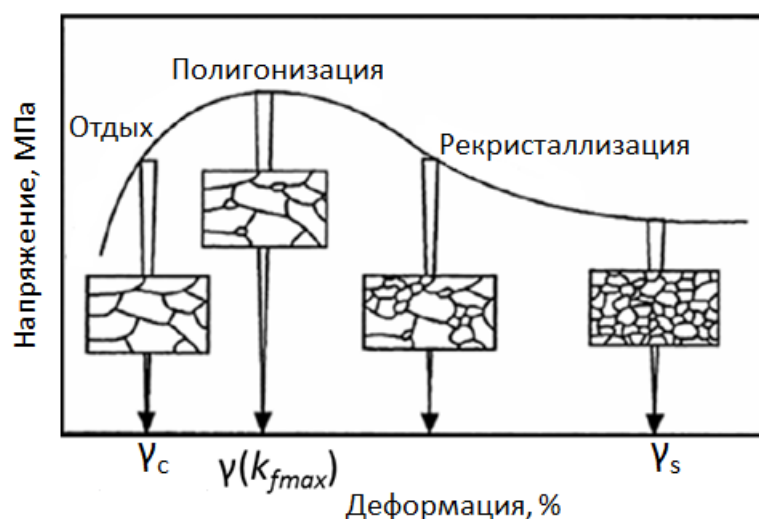


Рисунок 39 – Схематичное изображение взаимосвязи между сопротивлением деформации и структурой металла

1.8.1 Методы построения кривой напряжения течения

Наиболее используемые методы построения кривых текучести – тест на одноосное растяжение, тест на сжатие и тест на кручение. В зависимости от тестовых настроек и оборудования возможно большое количество вариантов построения кривой. В тестах на сжатие используются образцы цилиндрической или конусовидной формы, пластины, полые цилиндры, диски или кольца в зависимости от целей и особенностей эксперимента. На Рисунке 40 показаны различные напряженные состояния, которые достигаются с использованием разных методик построения. Наряду с разнообразными методами тестирования большое количество напряженных состояний можно реализовать с помощью математических моделей, наиболее полно повторяющих условия реального процесса деформации. Так как напряженное состояние сильно влияет на реакцию материала, выражающуюся обычно поведением кривой текучести, необходимо моделировать условия процесса максимально близко к реальным условиям.

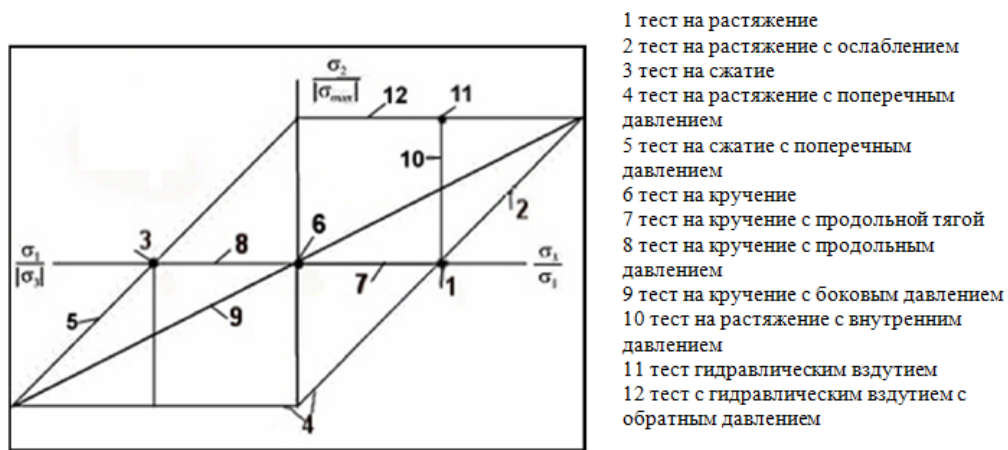


Рисунок 40 – Расположение типов тестирования на диаграмме напряженного состояния

В зависимости от напряженного состояния каждый базовый метод тестирования имеет свои достоинства и недостатки, которые необходимо учитывать при выборе точных настроек конкретного реального процесса. Преимущества и недостатки трех основных видов тестов собраны в Таблице 7. Где можно видеть, что тест на сжатие или кручение подходит для симуляции реальных процессов с большой деформацией и напряжениями сжатия, чем тест на растяжение. При этом следует иметь в виду и учитывать, что в методе сжатия имеет место трение, а в методе кручения – неоднородная деформация [117, 118].

Таблица 7 – Преимущества и недостатки различных типов испытаний для построения кривых деформации

	Преимущества	Недостатки
испытание на сжатие	<ul style="list-style-type: none"> Деформация за счет сжимающих напряжений схожа с большинством деформационных процессов с продольной деформацией Простой процесс испытания Высокие скорости деформации в баллистическом тесте 	<ul style="list-style-type: none"> Трение между образцом и инструментом Бочкообразование образца при деформации > 0.35 Прогиб узких образцов Степень деформации определяется хрупкостью материала Необходима корректировка по трению Абсолютные значения зависят от геометрии и размеров образца

испытание на кручение	<ul style="list-style-type: none"> Одновременное определение напряжения течения и формруемости Не зависит от трения Симуляция промышленного профиля без изменения поперечного сечения Определения первых трещин на диаграмме продольной деформации 	<ul style="list-style-type: none"> Различные теоретические подходы к пластичности для определения напряжения, деформации и скорости деформации Неоднородная деформация в поперечном сечении Однородная деформация при соотношениях $L/D=1,5 \dots 2,5$ Значения напряжения при степени продольной деформации > 3.0 меняются в поперечном направлении Максимальная скорость деформации 30 с^{-1}
Испытание на растяжение	<ul style="list-style-type: none"> Одновременное определение прочностных и пластических характеристик при небольших степенях деформации Не зависит от трения Быстрое построение кривых текучести при определении предела текучести при комнатной температуре Стандартизованные процесс испытания и размер образца 	<ul style="list-style-type: none"> Многоосное напряженное состояние начинается с шейкообразования со степени деформации $\varphi > 0,30$ – горячая деформация $\varphi > 0,20$ – холодная деформация Невозможность повторения временных условий реальных процессов из-за возможности раннего образования трещин и разрывов Деформация только за счет растягивающих напряжений не соответствует условиям реального процесса

На конфигурацию кривой деформации влияет большое количество факторов. Эти факторы можно разделить на две группы: факторы, зависящие от материала и факторы, зависящие от процесса. Обзор факторов обеих групп приведен в Таблице 8, а более подробно их влияние будет рассмотрено в следующих разделах.

Таблица 8 – Факторы, влияющие на поведение кривой деформации

Факторы зависящие от материала	Факторы, зависящие от процесса
Химический состав Кристаллическая решетка Энергия дефектов упаковки Фазовый состав Дислокационная структура Размер зерна Тип, размер и распределение осадка Изначальное состояние (производство сырья)	Температура Скорость и время нагрева Скорость деформации Дробность деформации Предварительная деформация Тип нагружения (σ_m/σ_F)

1.8.2 Влияние материала и исходного состояния на вид кривой напряжения течения

Современные прокатные технологии характеризуются усилиями, направленными на снижение потребления сырья, энергии и времени и, следовательно, снижение производственных расходов. Благодаря чему, процессы прокатки претерпели существенную модернизацию и оптимизацию за последние два десятилетия. На сегодняшний день прилагаются немалые усилия на улучшение структуры и свойств производимых материалов и полуфабрикатов. Пример такой оптимизации – использование тепла, выделяемого при кристаллизации литого сляба на выходе из МНЛЗ для последующей прокатки. Такая тенденция развития повлияла не только на сам процесс производства и формирование конечных свойств выпускаемой продукции, но и на исходное состояние материала перед началом процесса деформации.

Влияние исходного состояния на конечное поведение кривой текучести означает его влияние и на производительность предприятия. Обычный пример – использование исходного литого материала нужной формы или предварительной деформации. В то же время литая структура тоже может иметь различные типы и состояния. Что касается сляба, то имеет место разница между слябом, охлажденным до температуры деформации сразу после его кристаллизации, и слябом, охлажденным после кристаллизации до комнатной температуры, выдержанным при ней и снова нагретым в печи для последующей деформации. Структура вновь нагретого сляба состоит из более качественных зерен из-за фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в процессе охлаждения и обратного превращения при повторном нагреве. При чем не только размер зерна, но и состояние примесных элементов становится более качественным, так как не все примесные элементы растворяются в матрице в процесса повторного нагрева [119]. Влияние на кривую деформации для нелегированной стали показано на Рисунке 41, на котором изображены кривые деформации при испытании на сжатие в горячем состоянии при двух различных исходных размерах зерна. Из-за больших зерен начальное напряжение течения меньше, но начало запуска процессов разупрочнения и стабильного состояния относится к области больших степеней деформации.

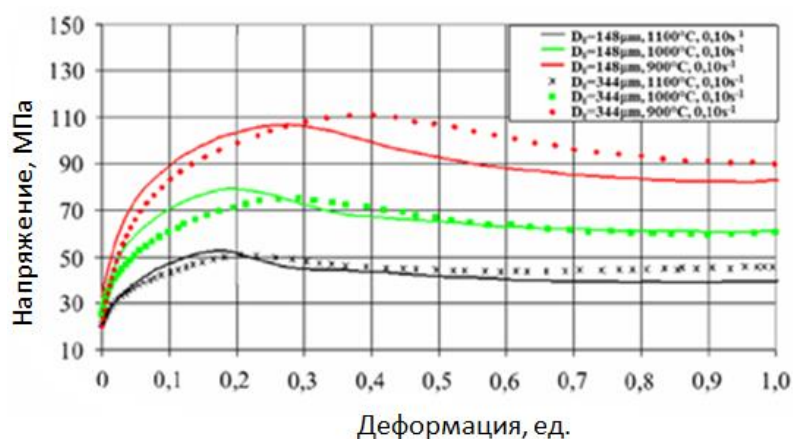


Рисунок 41 – Зависимость конфигурации кривой текучести от размера зерна нелегированной стали

Еще один пример сравнения кривых СМД стали в зависимости от режима нагрева (повторно нагретая сталь и сразу после кристаллизации) представлен на Рисунке 42. Когда сталь подвергается деформации сразу после кристаллизации образуется большое количество примесных элементов, находящихся в растворе, таким образом, примеси в процессе деформации могут легко смешиваться. В то время как, повторно нагретая сталь выделяет большое количество нерастворенных примесей при деформации, образуя бесвязные примеси, не повышающие напряжение. В то же время размер кристаллизованного зерна существенно больше, чем размер вторично нагретого зерна. В результате чего, поведение кривой СМД в кристаллизованном состоянии соответствует более высокому напряжению, и даже при более высоких степенях деформации разупрочнение проявляется слабо.

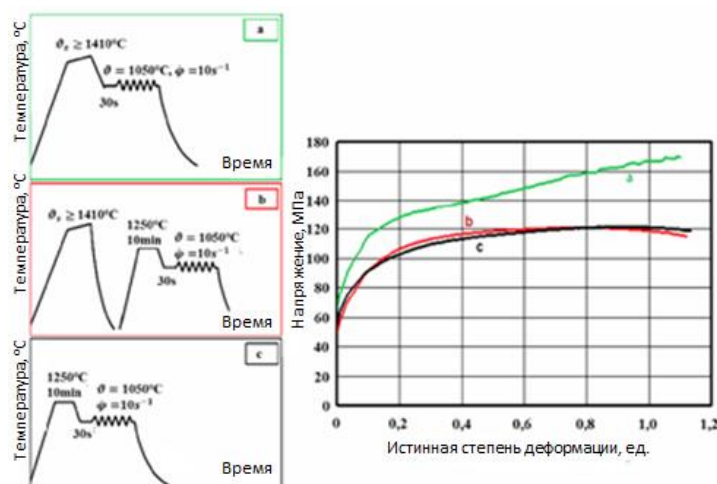


Рисунок 42 – Зависимость конфигурации кривой текучести нелегированной стали от режима нагрева перед прокаткой [120]

1.8.3 Влияние условий нагрева на вид кривой течения

Промышленные системы нагрева проектируются с тем, чтобы обеспечить быстрый воспроизводимый нагрев материала до определенной температуры для процесса деформации. Нагрев с высокими скоростями может привести к неравномерному распределению тепла и/или микроструктуры. Это влечет за собой изменение поведения кривой текучести.

Промышленные системы кондуктивного или индуктивного нагрева применяются для достижения высоких скоростей нагрева. Это может привести как к неравномерности микроструктуры, так и к разрушению состояния структурного равновесия. Обычно равномерная микроструктура формируется при средней скорости традиционного нагрева в печи 1 К/с. Результаты неравномерного нагрева показаны на Рисунке 43, где производилось сравнение традиционного нагрева в печи с кондуктивным и индукционным методами. Из рисунка видно, что величина напряжения возрастает с увеличением скорости нагрева. При высокой скорости нагрева неравномерность температурного распределения возрастает, в то время как механизмы фазового превращения и выделения примесей также зависят от скорости нагрева. Растворение примесей и фазовое превращение зависят от времени. Поэтому высокая скорость нагрева приводит к неполному фазовому превращению и растворению примесей, что в конечном итоге проявляется в виде более высоких значений напряжения. Это относится как раз к кондуктивному и индукционному методам нагрева. При нагреве традиционным способом со скоростью 1 К/с кривая деформации отражает более низкие значения напряжения. Это является результатом более равномерного распределения температуры в нагреваемом материале, что приводит к более однородному распределению деформации. При кондуктивном нагреве распределение температуры в пределах направления электрического потока является проблемой, а при индуктивном нагреве распределение температуры в поперечном направлении всегда неравномерно.

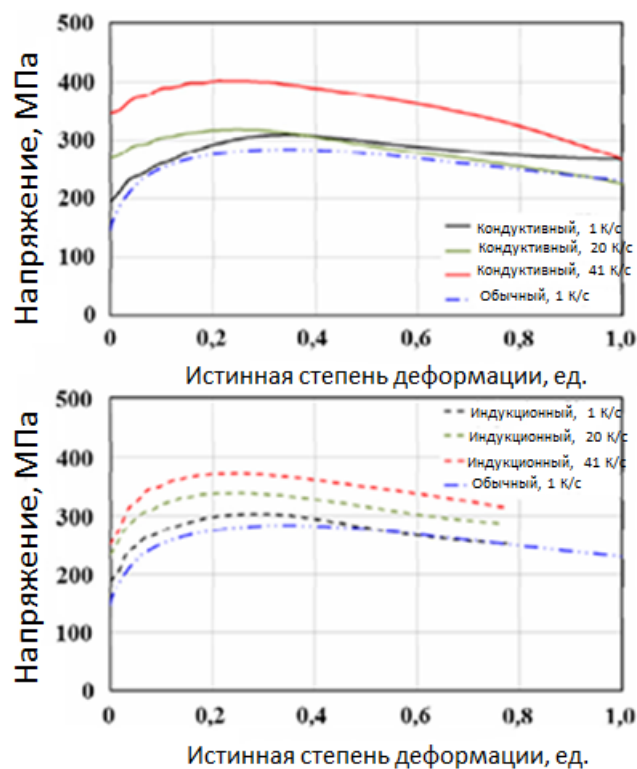


Рисунок 43 – Зависимость конфигурации кривой текучести низколегированной стали от метода нагрева (сверху: кондуктивный; снизу: индукционный), и скорости нагрева (температура деформации 850 °C) [121]

1.8.4 Влияние деформационных параметров на вид кривой течения

Основными параметрами, влияющими на поведение кривой деформации, являются температура, степень и скорость деформации. Для построения кривых деформации и их моделирования эти три параметра обычно выбираются в соответствии с особенностями процесса деформации, который планируется воспроизводить и моделировать. Так как влияние температуры, степени и скорости деформации меняется вместе с исходным состоянием, при изменении исходного состояния следует менять значения и этих трех параметров. Надо также обращать внимание на то, что условия процесса при деформации не являются гомогенными в поперечном направлении и/или могут меняться со временем. [117, 122-126] На Рисунке 44 изображено влияние скорости деформации на форму кривой текучести нелегированной стали в процессе деформации. Можно заметить, что локальные изменения скорости деформации с течением самого процесса могут значительным образом повлиять на конфигурацию кривой текучести. Те же закономерности действуют и для локальных изменений распределения температуры и степени деформации.

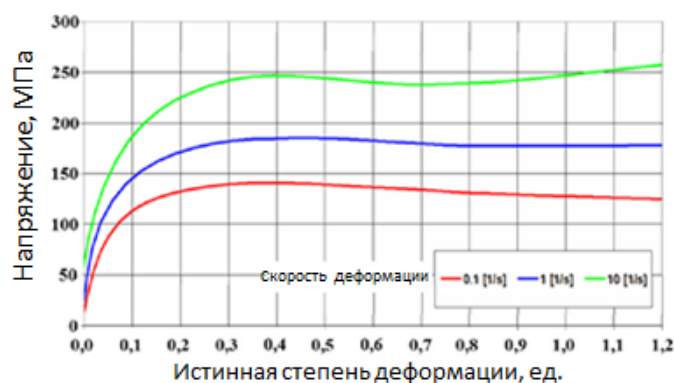


Рисунок 44 – Кривые деформации нелегированной стали при разных скоростях деформации

На Рисунке 45 отражено влияние температуры и скорости деформации на форму кривых текучести нелегированных сталей при степени деформации 0,2. С уменьшением температуры и увеличением скорости деформации СМД возрастает. В области фазового превращения (725 °С – 850 °С) напряжение снижается за счет превращения аустенита в более мягкий феррит. После чего напряжение снова возрастает при снижении температуры до тех пор, пока не достигнет области «синей нехватки». В этой области влияние температуры и скорости деформации изменяет свой характер и далее возвращается к нормальному поведению. Также можно проследить, что более высокие скорости деформации смещают область «синей нехватки» в интервал больших температур.

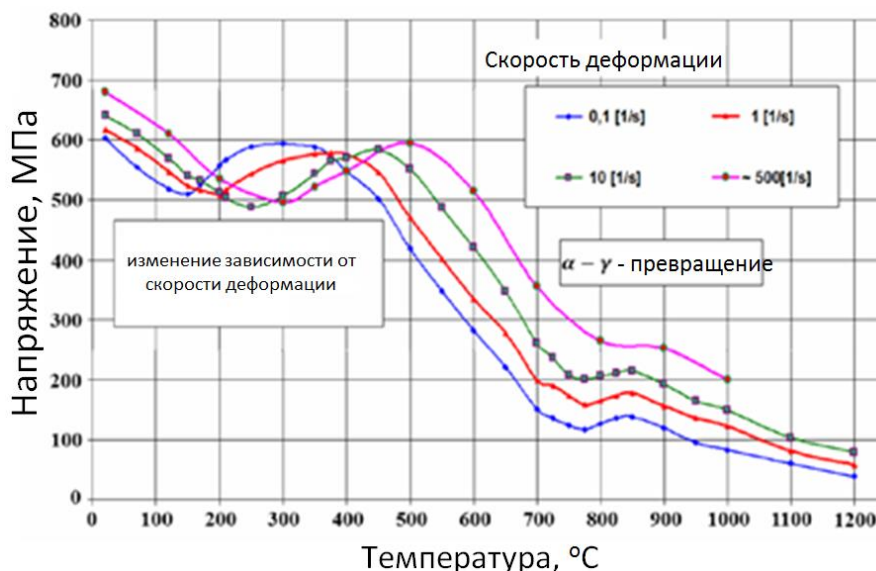


Рисунок 45 – Влияние температуры на напряжение течения нелегированной стали при степени деформации $\epsilon = 0,2$ ед. и разных скоростях деформации

1.9 Заключение по главе и постановка задачи исследования

1. Благодаря использованию горячей прокатки с последующим регулируемым ступенчатым охлаждением при производстве ДФМС на широкополосовых станах горячей прокатки удастся значительно снизить энергозатраты, сократить цикл и уменьшить издержки производства.

2. Предлагаемый в литературе химический состав для получения ДФМС, в особенности из тех, что были разработаны на зарубежных промышленных комплексах, необходимо корректировать с учетом технологических и конструктивных особенностей отечественных НШПС.

3. Достижение существенного повышения прочностных свойств, при хорошей пластичности возможно при низкотемпературной прокатке в последних клетях чистовой группы. Поэтому возникает потребность в исследовании сопротивления металла деформации предлагаемых химических составов ДФМС для назначения температурного, скоростного и деформационного режимов при соблюдении допустимых нагрузок на клетки НШПС. В ходе экспериментальных исследований реологии свойств исследуемых составов ДФМС следует учитывать влияние целого ряда факторов на вид кривой течения.

4. Для двухфазных сталей скорость охлаждения должна быть достаточно низкой, чтобы позволить превратиться около 85 % аустенита в феррит, и в тоже время достаточно высокой для формирования мартенсита вместо перлита. Важной характеристикой структуры является размер зерна феррита.

5. Благоприятное соотношение структур может быть получено при применении ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге. В большинстве опубликованных работ предлагается двухступенчатая схема охлаждения на отводящем рольганге широкополосовых станов, включающая дополнительную воздушную паузу в области ферритного превращения. Однако конструктивные особенности отечественных отводящих рольгангов с одной группой моталок не позволяют в полной мере реализовать двухступенчатый режим охлаждения. Поэтому в настоящей работе исследуется и разрабатывается технология производства горячекатаных ДФМС при одноступенчатой схеме охлаждения.

Исходя из вышесказанного, сформулирована цель диссертационной работы: разработка научно-технических основ технологии производства автолистового горячекатаного проката из двухфазной ферритно-мартенситной стали на непрерывном широкополосовом стане.

Для достижения указанной цели поставлены и решены следующие задачи:

1. Разработка методики исследования процессов формирования структуры, и механических свойств с использованием комплекса «Gleeble 3800» и деформационно-закалочного дилатометра «DIL 805 A-D» для физического моделирования термомеханических процессов проходящих при горячей деформации;
2. Экспериментальное исследование влияние деформации и последующего охлаждения на протекание фазовых и структурных превращений в исследуемых составах ДФМС с построением термокинетических диаграмм (ТКД);
3. Разработка нового экономнолегированного химического состава на основе анализа экспериментально полученных термокинетических диаграмм ДФМС;
4. Экспериментальные пластометрические исследования изменения сопротивления деформации базового и нового экономнолегированного составов ДФМС с изучением влияния многократной деформации и степени деформации в последнем проходе чистовой группы НШПС;
5. Разработка математической модели теплового состояния металла на промежуточном рольганге, в чистовой группе клетей и на отводящем рольганге НШПС и её адаптация к производственным условиям;
6. Исследование влияния параметров ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге (температура конца прокатки, температура начала ускоренного охлаждения и температура смотки) на закономерности формирования структуры и механических свойств по выработанной методике.
7. Разработка рекомендаций по температурно-скоростным параметрам охлаждения на отводящем рольганге НШПС и их реализация в командных терминах (порядок и количество включенных секций) системы управления установкой душирования.
8. Опробование разработанной математической модели и усовершенствованной технологии с использованием последеформационного одноступенчатого охлаждения на отводящем рольганге в опытно-промышленном эксперименте по производству горячекатаной ДФМС класса прочности DP600 на полупромышленном стане 140 и промышленном стане 2000.

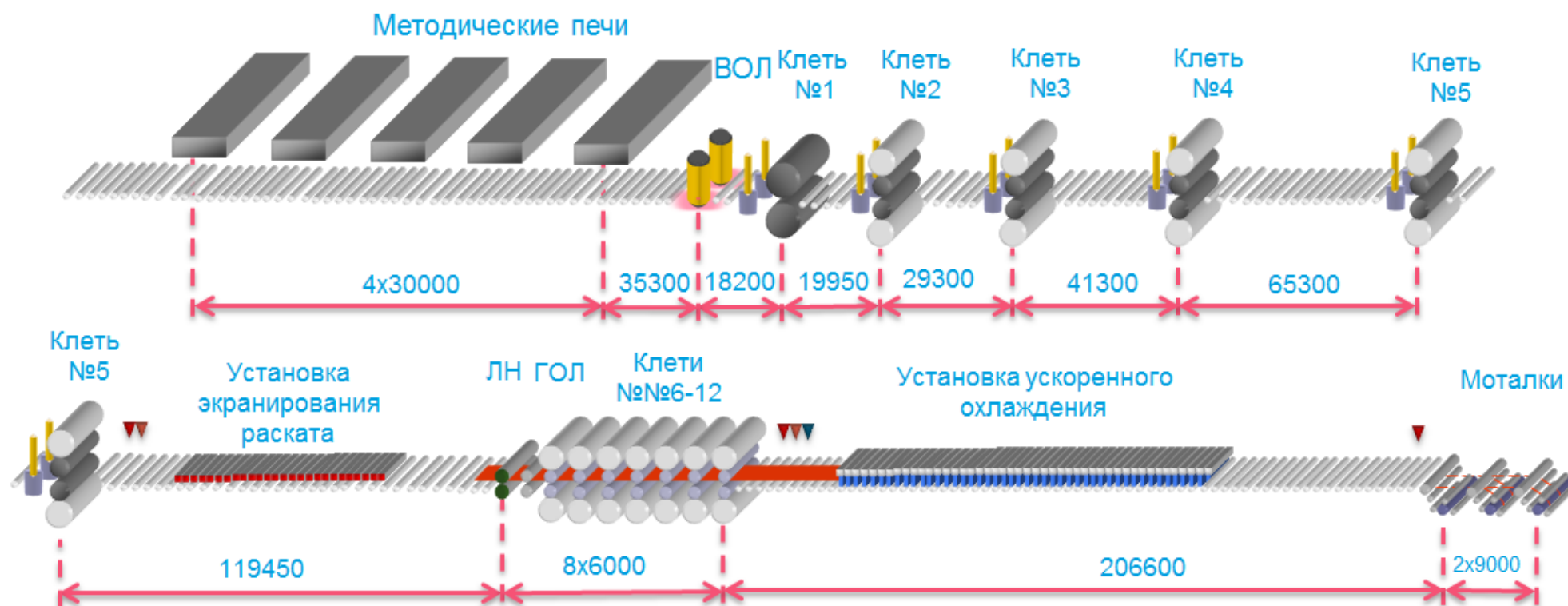
ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Большинство экспериментальных исследований проведено на образцах, полученных из заготовок, которые отбирались от промышленного металла (сляба, либо раската) в условиях ШСГП 2000 ПАО «НЛМК». Стан 2000 предназначен для прокатки полос из низкоуглеродистых, низколегированных и электротехнических марок стали толщиной 1.45-25.00 мм, шириной 900 – 1850 мм с последующей смоткой в рулоны массой до 36 т.

Схема расположения оборудования ШСГП 2000 приведена на Рисунке 46. Нагрев металла под прокатку осуществляется в методических печах, три из которых с шагающими балками и две толкательного типа. Черновая группа стана состоит из последовательно расположенных вертикальной клетки – окалиноломателя (ВОЛ), универсальной реверсивной двухвалковой клетки №1 и четырех универсальных четырехвалковых клеток №№2–5. В Таблица 9 приводится основная характеристика клеток черновой группы ШСГП 2000. На выходе из клетки №5 установлен шириномер и пирометр измерения температуры. Промежуточный рольганг оснащен установкой экранирования раската. Чистовая группа стана состоит из летучих ножниц (ЛН), чистового горизонтального окалиноломателя (ГОЛ) и семи непрерывно-расположенных четырехвалковых клеток №№6–12. В Таблице 9, 10 приводится основная характеристика клеток чистовой группы ШСГП 2000. На выходе из клетки №12 установлены рентгеновская система измерения геометрических и температурных параметров проката, радиоизотопный профиломер, рентгеновский толщиномер (см. Рисунок 47).

Полоса из 12 клетки попадает на отводящий рольганг, длиной 206,6 м, оснащенный установкой ускоренного охлаждения полосы (УУОП), которая состоит из «нулевой» секции и 40 верхних и 40 нижних полусекций, управляемых ЭВМ. Максимальный расход воды – 140 м³/час. Участок моталок состоит из группы моталок для смотки полос (3 гидравлические моталки), обвязочных машин и уборочной группы (тележки-съемники, кантователи, столы приемники рулонов, весы, установка устранения телескопичности, конвейер рулонов с подъемно-поворотными столами). На расстоянии 12 м от моталки №1 установлен пирометр для измерения температуры смотки.

Для возможности непрерывного мониторинга технологического процесса на стане 2000 используется система слежения и визуализации. Рабочее окно системы показано на Рисунок 48.



Условные обозначения:

ВОЛ – вертикальный окалиноломатель,

ЛН – летучие ножницы,

ГОЛ – горизонтальный окалиноломатель,

Рисунок 46 – Схема ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»

Таблица 9 – Основные технологические параметры черновых клетей

№ клетки	D_p , мм	D_{on} , мм	V_{np} , м/с	$[\varepsilon]$, %	$[P]$, МН	$[M]$, кН/м
1	1300 – 1400	1480 – 1600	1,0–2,0	25/23	25	5000
2	1060 – 1200		1,5	35/30	30	3400
3			2,0	45/43		4000
4			2,5	46/43		4000
5			3,2	45/43		3260

Таблица 10 – Основные технологические параметры чистовых клетей

№ клетки	D_p , мм	D_{on} , мм	V_{np} , м/с	$[\varepsilon]$, %	$[P]$, МН	$[M]$, кН/м
6	860 – 900	1500 – 1600	1,3–3,2	55/50	30	2300
7			2,0–5,2	53/45		2300
8	3,2–6,7		45/42	1300		
9	760 – 820		4,0–9,0	40/37		1100
10			5,5–13,5	35/30		600
11	765 – 820		7,0–17,0	25/25		
12			8,0–20,0	25/25		

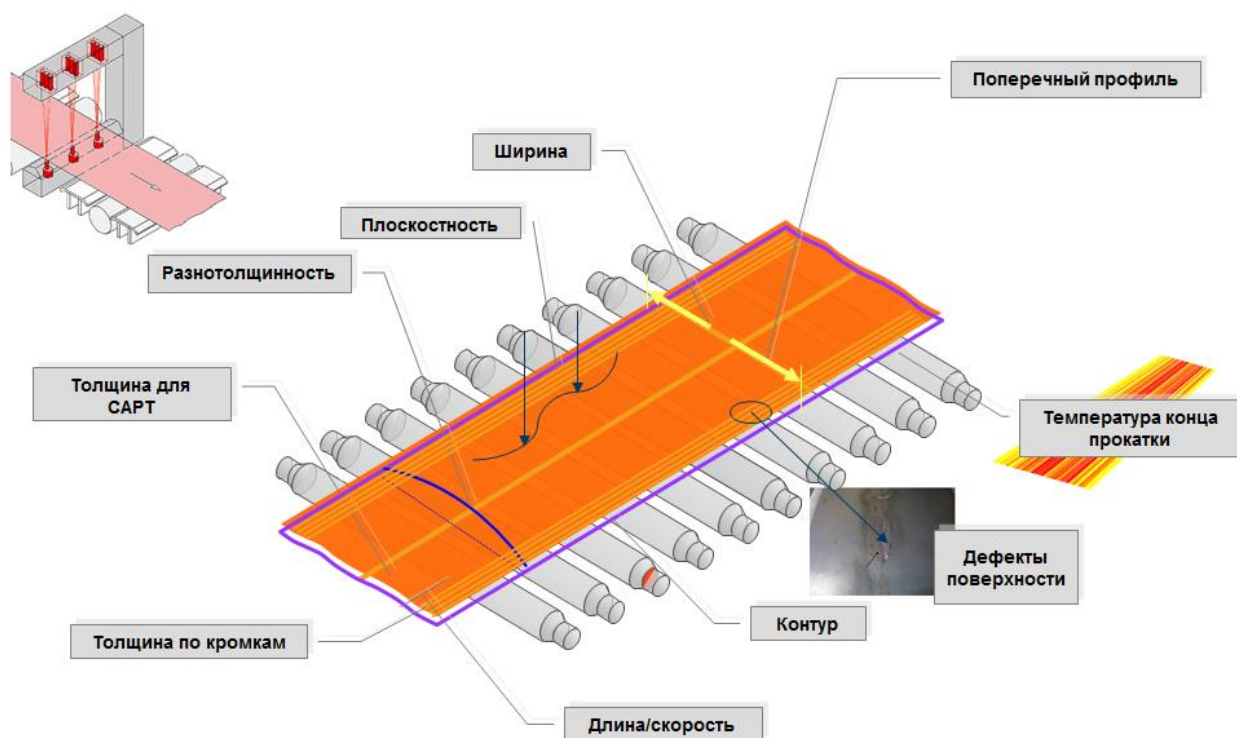


Рисунок 47 – Регистрируемые с помощью различных измерительных систем параметры прокатанной полосы после конца прокатки, в том числе дефекты поверхности

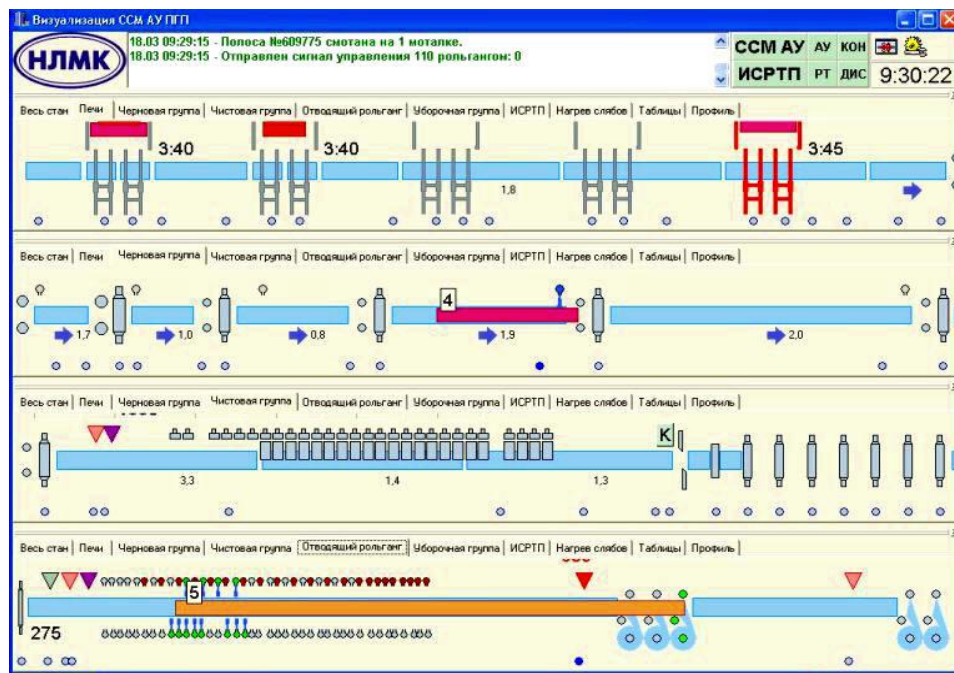


Рисунок 48 – Система слежения за технологическим процессом производства горячекатаных полос на ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»

2.1 Выбор химических составов ДФМС и варианты основных исследований

Исследования выполнялись в двух направлениях: первое это корректировка базового химического состава, выбранного на основе анализа литературных источников, и разработка нового экономнолегированного химического состава ДФМС; второе – исследование, разработка и корректирование технологических параметров горячей прокатки и ускоренного охлаждения на отводящем рольганге ШСГП 2000. Основные варианты использованного химического состава и основные виды выполненных исследований схематично представлены на Рисунке 49.

В качестве базового химического состава предложен состав уже используемый для производства холоднокатаных ДФМС в промышленных масштабах ПАО «НЛМК». На его основе предложены три опытных химических состава. Содержание основных легирующих элементов в базовом, трех опытных и новом химическом составе ДФМС, представлены в Таблица 11.



Рисунок 49 – Блок-схема описывающая разработку нового химического состава ДФМС и основные этапы экспериментальных исследований

Таблица 11 – Предложенные для исследования химические составы ДФМС

Составы ДФМС	Химические элементы									
	C	Mn	Si	Ni	Cu	N	Al	P	S	Cr
Базовый	0,08	1,2	0,34	0,01	0,04	0,007	0,05	0,009	0,004	0,44
Опытный №1	0,08	1,58	0,33	0,02	0,03	0,007	0,6	0,009	0,004	1,02
Опытный №2	0,075	1,55	0,38	0,02	0,03	0,002	0,3	0,005	0,009	0,75
Опытный №3	0,07	1,5	0,44	0,03	0,04	0,008	0,27	0,005	0,006	0,5
Новый	0,08	1,54	0,43	0,02	0,03	0,008	0,45	0,01	0,004	0,5

2.2 Методика испытаний на деформационно-закалочном дилатометре DIL 805 A-D

2.2.1 Дилатометр DIL 805 A-D и основные требования, предъявляемые к образцам

Закально-деформационный дилатометр DIL 805 A-D состоит из двух модулей: закалочного и деформационного, которые показаны на Рисунок 50. Типовые измерения, которые возможно произвести с его помощью включают в себя определение:

- коэффициента термического расширения;
- кинетики разупрочнения при помощи получения диаграмм горячей деформации;
- структурных и фазовых превращений и их кинетики;
- влияния скоростей нагрева и охлаждения, параметров деформации и охлаждения на формирование микроструктуры и механические свойства материалов;
- влияние параметров аустенизации на конечную структуру.

С его помощью также обеспечивается возможность для построения термокинетических диаграмм с деформацией и без деформации. Кроме того, его используют при получении диаграмм горячей деформации для изучения протекания процессов статической и динамической деформации.

Закалочный модуль дилатометра (см. Рисунок 50) обеспечивает индуктивный нагрев образца до определенного уровня температуры в воздушной атмосфере, под защитным газом или в вакууме, а затем непрерывное охлаждение с различными (линейной или экспоненциальной) скоростями. Фазовые превращения, возникающие в непрерывном процессе охлаждения или в изотермической фазе ожидания (которые могут быть также многоступенчатыми), очевидны из линейной деформации образца. Начало и конец превращений разграничивают поля, например, феррита, карбида, графита, перлита, бейнита, мартенсита или других эвтектоидных фазовых смесей.

Деформационный модуль дилатометра позволяет деформировать образец при соответствующей температуре и с разными деформационными параметрами. При этом процесс деформации можно реализовать, например, линейно, многоступенчато, с постоянной скоростью деформации или с постоянным усилием.

Измерительная альфа-головка позволяет проводить стандартные дилатометрические испытания, такие как определение коэффициента термического расширения и точки разупрочнения.

Оптический модуль дает возможность фиксировать изменение размеров образца в двух направлениях. Измерения бесконтактны, поэтому на них не влияет градиент температуры и не требуется дополнительная калибровка и коррекции.



Рисунок 50 – Деформационно-закалочный дилатометр марки DIL 805 A-D BAHN GmbH

Образцы для испытания на сжатие изготавливаются в виде цилиндров высотой H и диаметром D . Отношение H/D должно быть в пределах от 1 до 2. При значении $H/D > 2$ сказывается влияние продольного изгиба, теряется устойчивость осаживаемого образца. При значении $H/D < 1$ в большей степени сказывается влияние сил трения, возникающих между торцами образца и опорными плитами машины (см. Рисунок 51). Силы трения тормозят развитие деформации у торцов образца, чем и объясняется его бочкообразная форма в результате испытаний. Из Рисунка 52 явно прослеживается влияние сил трения на величину и распределение интенсивности деформации по сечению и высоте осаживаемого

образца. Одним из способов уменьшения сил трения является смазывание торцов образца графитом, графитовой смазкой или парафином. Образец должен быть плоскопараллельным в обеих плоскостях.

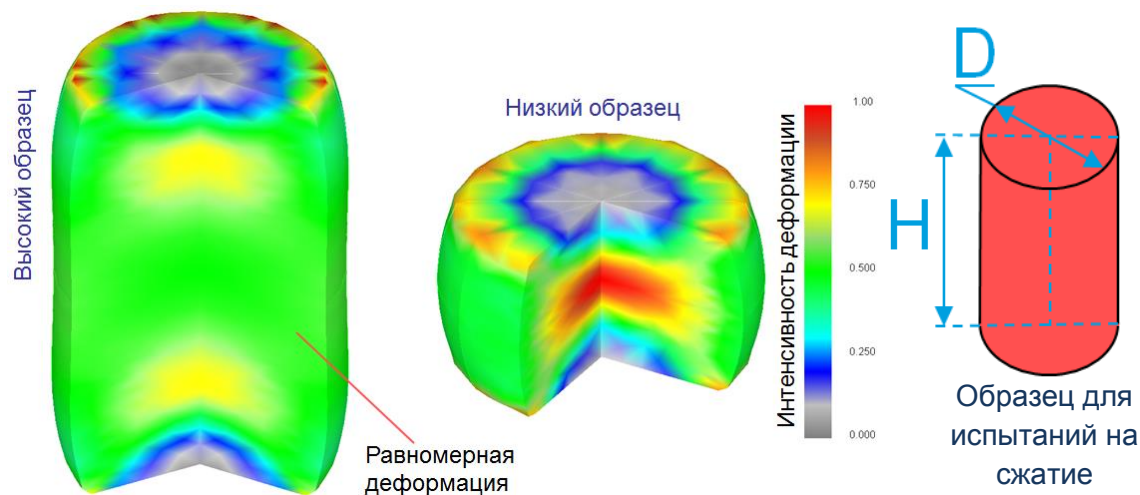


Рисунок 51 – Влияние отношения H/D на распределение интенсивности деформации по профилю образца

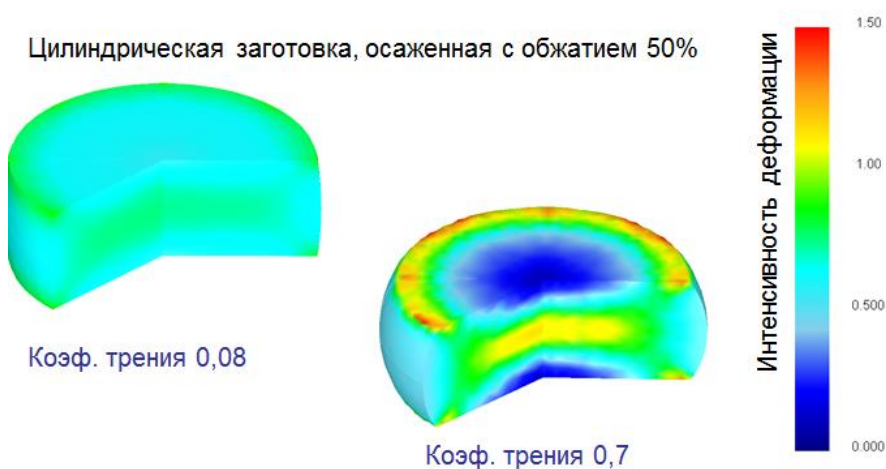


Рисунок 52 – Влияние величины коэффициента трения на распределение интенсивности деформации по высоте и сечению осажённого образца

При испытаниях на сжатие цилиндрических образцов наблюдается заметный градиент локальной деформации по высоте и сечению. Максимальная деформация наблюдается по диагонали сечения образца от краев торцов осажённых образцов через

центр (см. Рисунок 53). Это следует учитывать при проведении металлографического анализа структуры испытываемых материалов после горячей деформации.

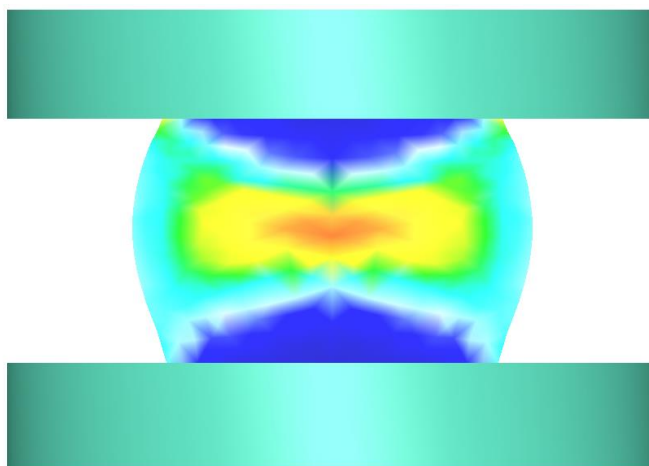


Рисунок 53 – Неравномерность деформации при осадке цилиндрических образцов

2.2.2 Дилатометрические исследования структурных и фазовых превращений с построением ТКД исследуемых составов ДФМС

При разработке технологии производства ДФМС при ступенчатом охлаждении на отводящем рольганге ШСГП 2000 необходимо иметь представление о температурных интервалах протекания фазовых превращений при непрерывном охлаждении и о проходящих при этом в стали структурных превращениях. Эти представления можно получить с помощью термокинетических диаграмм (ТКД), представляющих собой диаграммы, построенные в координатах «температура — время», на которые наносятся реальные кривые охлаждения и обозначаются области ферритного, перлитного, бейнитного и мартенситного превращений конкретного состава стали.

Дилатометрический анализ заключается в определении изменений длины образцов при нагреве и охлаждении или при изотермической выдержке. Изменение длины образца, как правило, характеризует объемные изменения сплава. Исключение составляют монокристаллические образцы, имеющие сильно выраженную анизотропию коэффициента теплового расширения, например, металлы с гексагональной решеткой: магний, цинк, кадмий. Важным преимуществом дилатометрического анализа является независимость объемного эффекта, а следовательно, и точности анализа от скорости охлаждения.

Исходной заготовкой для проведения лабораторных исследований на базовом составе ДФМС служил передний конец горячекатаного раската, отрезанный летучими ножницами, перед последующей задачей раската в чистовую группу клеток ШСГП 2000 «НЛМК». Принципиальная блок-схема последующего изготовления образцов из базового состава ДФМС для проведения дилатометрических исследований на установке DIL 805 A-D представлена на Рисунке 54. Следует отметить, что высота цилиндрического образца ($H_{ц}$) готового для проведения испытаний на дилатометре соответствует высоте раската (H_p), от которого изначально производился отбор карты металла. При последующей осадке образцов на деформационном модуле будет соблюдена заданная при горячей прокатке в черновой группе клеток схема напряженно-деформированного состояния металла. Такой подход при изготовлении образцов из натурального промышленного металла позволяет наследовать предыдущее состояние металла, добавляя новые термомеханические условия, при последующем испытании на деформационно-закалочном дилатометре, направленные на формирование конечной структуры и механических свойств.

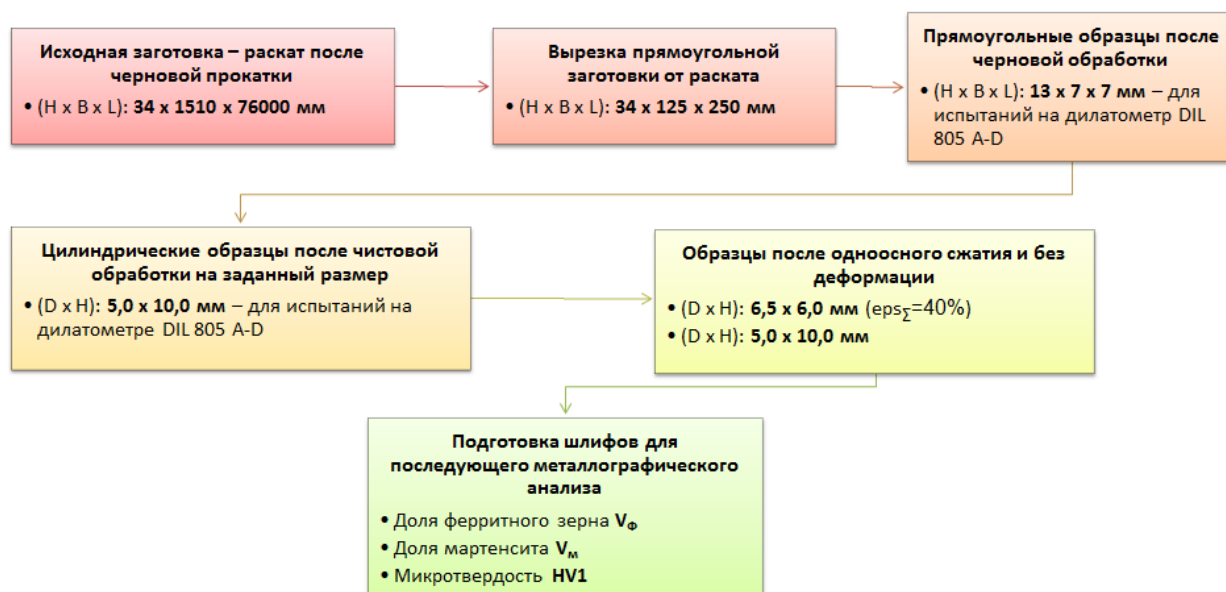


Рисунок 54 – Блок-схема процесса подготовки образцов базового состава ДФМС до и после испытаний на дилатометре DIL 805 A-D

Процедура испытания включает в себя следующие операции. К рабочей зоне образца привариваются термопары (с отдельными точками сварки). Образец устанавливается между штангами в рабочей камере закалочного или между

деформирующими бойками деформационного дилатометра. Осуществляется соединение клемм, разъемов внутри рабочей камеры с проверкой качества соединительного контакта, настройка оптического модуля. Создается искусственная среда (вакуум или инертный газ) внутри рабочей камеры. Тестируется, а затем запускается программа испытания по заданной в рабочем диалоговом окне программы схеме. По окончании эксперимента камеру вентилируют, а образец извлекают.

Схема испытания для построения ТКД базового состава ДФМС без деформации, представлена на Рисунке 55, она включает в себя следующие этапы. Нагрев образца (путем пропускания контролируемого значения электрического тока) до температуры 1150 °С со скоростью 10 °С/сек в свободном состоянии (в отсутствии внешней растягивающей/сжимающей нагрузки). Изотермическая выдержка при 1150 °С в течении 5 мин. Охлаждение до температуры 920 °С со скоростью 10 °С/с и выдержка в течение 10 с. Охлаждение до комнатной температуры с заданной скоростью: 0,5, 1, 3, 5, 10, 20, 50 °С/с.

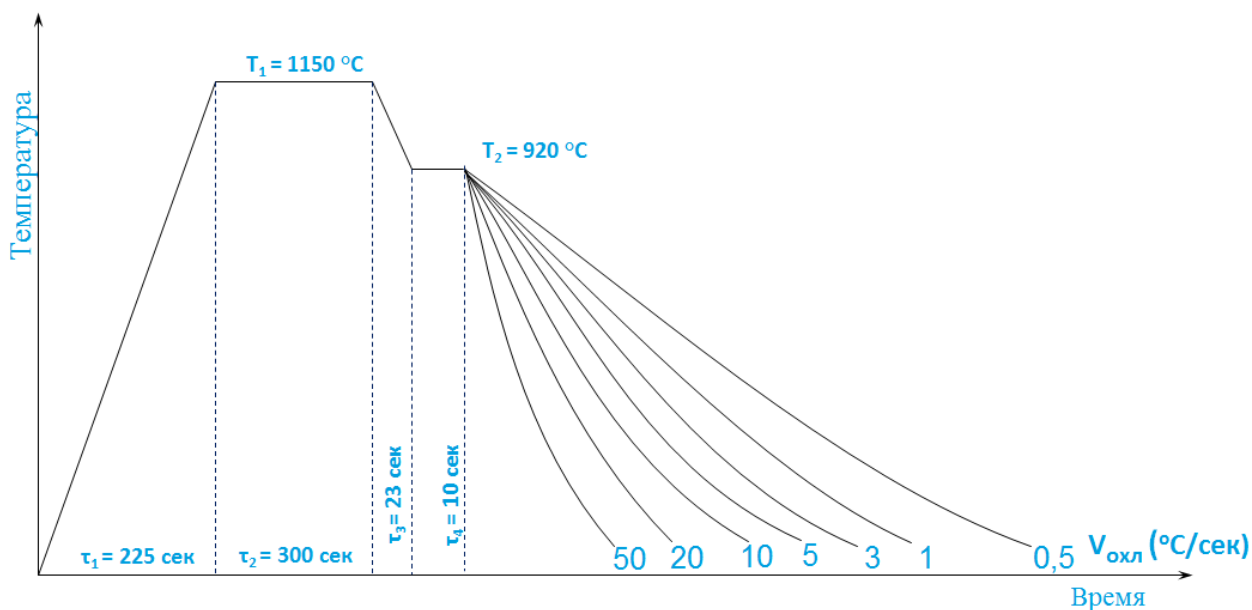


Рисунок 55 – Схема испытаний на закалочном модуле DIL 805-A при построении ТКД (без деформации) для базового состава ДФМС

Схема испытаний для построения ТКД базового химического состава ДФМС на деформационном модуле дилатометра DIL 805 A-D показана на Рисунке 56. Нагрев образцов со скоростью 5 °С/сек до температуры аустенизации 1150 °С. Изотермическая выдержка при 1150 °С в течение 300 сек. Охлаждение до температуры деформации – 920

°C и выдержка в течении 10 сек. Деформация сжатия равная 40% со скоростью деформации 10 с^{-1} и последующее непрерывное охлаждение со скоростями - 0.5, 1, 3, 5, 10, 20, 50 °C/с до комнатной температуры.

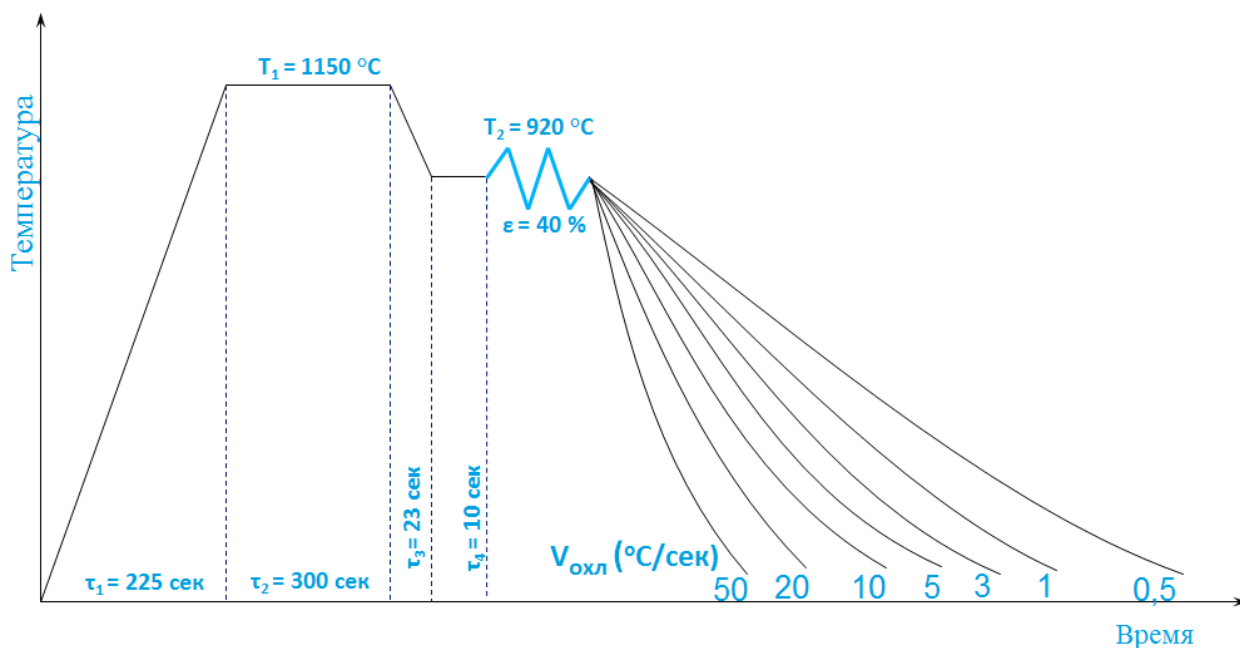


Рисунок 56 – Схема испытаний на деформационном модуле DIL 805-D при построении ТКД базового состава ДФМС

Для проведения дилатометрических исследований с построением ТКД для 3-х опытных составов ДФМС было выплавлено три слитка. Исходные заготовки обжимались на универсальном гидравлическом прессе с максимальным усилием до 10 МН. Данная технологическая операция позволяет проработать литую структуру, при этом обеспечив предварительное напряженно-деформированное состояние опытному металлу, а также придать необходимую геометрию для последующей нарезки образцов. Нарезка заготовок осуществлялась таким образом, что высота ($H_{\text{ц}}$) полученных в результате цилиндрических образцов соответствовала высоте предварительно обжатых на прессе заготовок (H_3). Процесс подготовки образцов до и после проведения испытаний на деформационном модуле дилатометра DIL 805 D представлен на Рисунке 57.

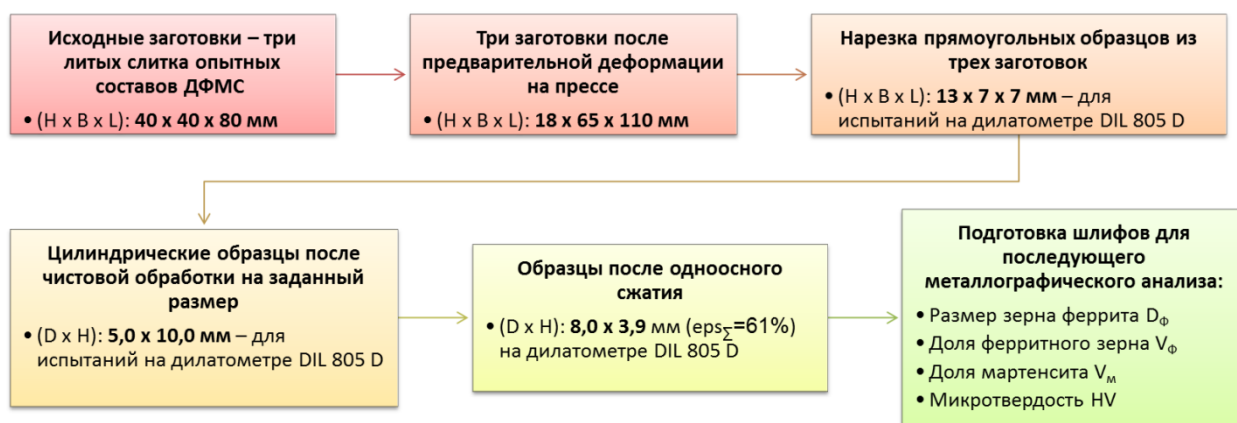


Рисунок 57 – Блок-схема процесса подготовки и получения образцов опытного состава ДФМС для проведения дилатометрических исследований с построением ТКД

Схема дилатометрических испытаний при построении ТКД трех опытных составов ДФМС, с частичным моделированием температурных и деформационных условий горячей прокатки на ШСГП 2000, приведена на Рисунке 58. Нагрев цилиндрического образца со скоростью $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ до температуры $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Изотермическая выдержка при температуре $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течении 60 сек. Охлаждение до температуры $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, промежуточная выдержка 10 сек, первая ступень деформации со скоростью деформации 5 с^{-1} и относительной степени деформации равной 30%. Охлаждение со скоростью $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температуры деформации $880\text{ }^{\circ}\text{C}$. Промежуточная выдержка 10 сек перед двухкратной деформацией, каждая из которых составляет 25% при скорости деформации 10 с^{-1} и междеформационной паузе 5 сек. После заключительного обжатия образцы непрерывно охлаждаются до комнатной температуры со скоростью 1, 3, 10, 30 и $70\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

При построении термокинетических диаграмм (ТКД) вначале проводился предварительный анализ дилатометрических кривых полученных на деформационно-закалочном дилатометре DIL 805 A-D, по которым определялись температурно-временные координаты начала и окончания фазовых и структурных превращений. На следующем этапе исследований выполняли металлографический анализ образцов, полученных после проведения дилатометрических испытаний и измерение твердости. Заключительный этап исследований представлял собой повторный анализ дилатограмм с учетом результатов количественной и качественной металлографии. По результатам

сопоставительного анализа дилатограмм с металлографией строился окончательный вариант ТКД.

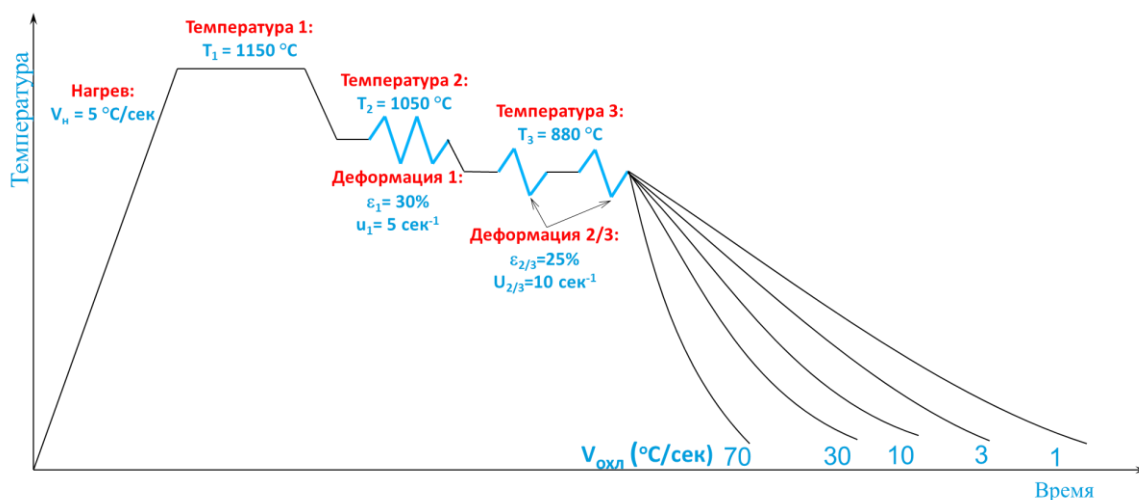


Рисунок 58 – Схема проведения испытаний на деформационном модуле дилатометра DIL 805 D для опытного состава ДФМС

2.3 Методика испытаний на установке Hydrowedge II, комплекса физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800

2.3.1 Обзор комплекса Gleeble System 3800 и установки для проведения испытаний на сжатие Hydrowedge II

«Gleeble System 3800» является современным многофункциональным комплексом, который позволяет проводить широкий круг испытаний, связанных с определением механических свойств материалов, оценкой термомеханического поведения материалов в твердом или твердожидком состоянии, получением дилатометрических кривых в условиях высоких скоростей нагрева или охлаждения, построением термокинетических диаграмм. Главным преимуществом данного комплекса является имитация таких технологических процессов, как прокатка, ковка, экструзия, литьё под давлением, контактная сварка и другое.

Установки данного комплекса изготавливаются в модульном исполнении. К основному силовому блоку подсоединяются: модуль для ударной деформации (Hydrawedge II), который показан на Рисунке 59, модуль кручения (Torsion), модуль для выполнения

деформации сжатием или растяжением (Pocket Jaw). Каждый из модулей имеет свою рабочую камеру, которая соединена с вакуумной системой, обеспечивающей разряжение не менее 1×10^{-4} мм.рт.ст. Испытания проводят при более низком вакууме, в среде защитного газа или на воздухе. Каждый модуль имеет свои особенности по испытанию и проверке свойств стали. Основные характеристики «Gleeble System 3800» представлены в Таблице 12.



Рисунок 59 – Комплекс физического моделирования Gleeble 3800

Таблица 12 – Характеристики «Gleeble System 3800»

Показатель	Значение
Скорость нагрева	$> 10000 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$
Скорость охлаждения	$> 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$
Линейная скорость подвижной траверсы	$\leq 2000 \text{ мм}/\text{с}$
Усилие сжатия	$\leq 200 \text{ кН}$
Усилие растяжения	$\leq 100 \text{ кН}$
Крутящий момент	$\leq 1500 \text{ Нм}$
Скорость кручения	$\leq 1500 \text{ об}/\text{мин}$
Температура нагрева и точность нагрева	$\leq 1750 \text{ }^{\circ}\text{C}$, с точностью поддержания температуры образца в рабочей зоне не хуже 1°C
Скорость считывания данных с датчиков силы, деформации, температуры	$\leq 50 \text{ кГц}$

Установка Hydrowedge II снабжена вспомогательными устройствами: приборами для контроля температуры, усилия, перемещения и т.д.; имеется передвижной модуль для создания искусственной атмосферы в рабочей камере; установлены форсунки для

ускорения охлаждения образца при закалке; деформирующие штанги имеют водяную систему охлаждения, необходимую для устранения нежелательного влияния нагрева на инструмент и измерительные приборы. Камера модуля Hydrawedge II представлена на Рисунке 60, а цилиндрический образец, размещенный в камере, на Рисунке 61.

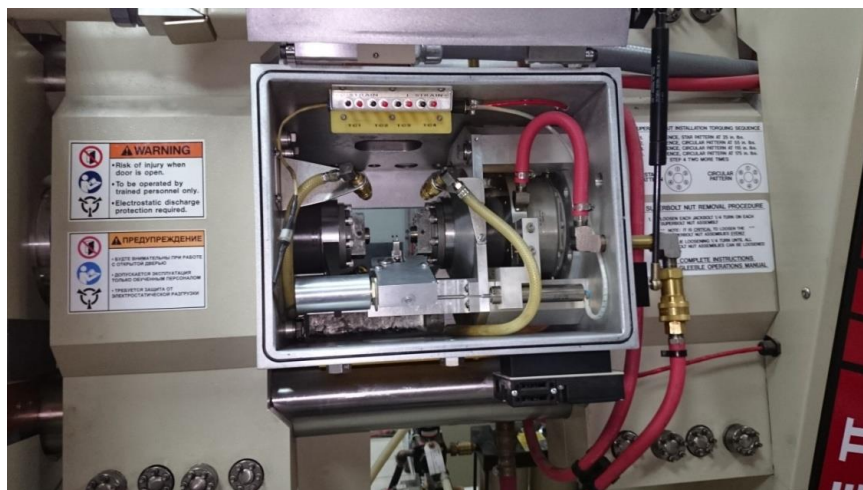


Рисунок 60 – Камера модуля Hydrawedge II

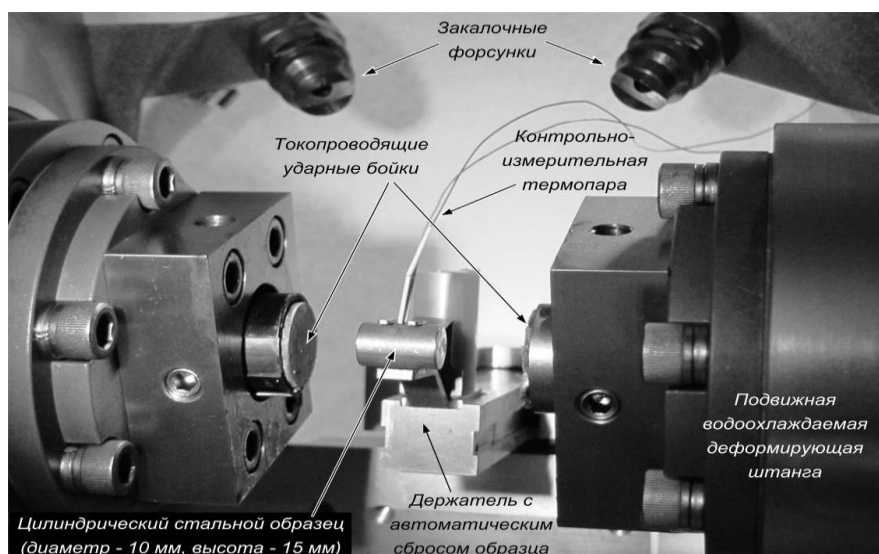


Рисунок 61 – Размещение образца в рабочей камере модуля Hydrawedge II (127)

Процессы обработки давлением в той или иной степени характеризуются неравномерным распределением напряжений, следовательно и неравномерным распределением деформаций в объеме деформируемого тела, наличие которого можно отследить по внешнему признаку – например, по форме его поверхности, полученной в ходе пластического формоизменения при обработке давлением [127]. Типичным признаком при осадке цилиндрического образца, может служить искажение его боковой



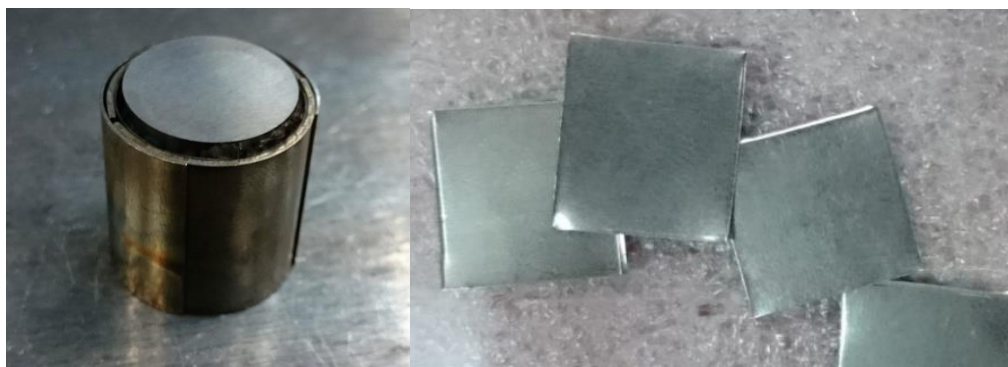


Рисунок 63 – Рабочий боек и молибденовая фольга

Образцы на установке Hydrawedge II можно деформировать в условиях: постоянной скорости перемещения деформирующей штанги; либо постоянной скорости условной или постоянной истинной деформации образца при заданной температуре. Для создания всех необходимых условий проведения испытания к основному блоку и модулям подводят электропитание, масло для работы гидропривода, сжатый воздух и дистиллированную охлаждаемую в чиллере воду. Устройства маслостанции (а), компрессора (б) и чиллера (в) представлены на Рисунке 64.

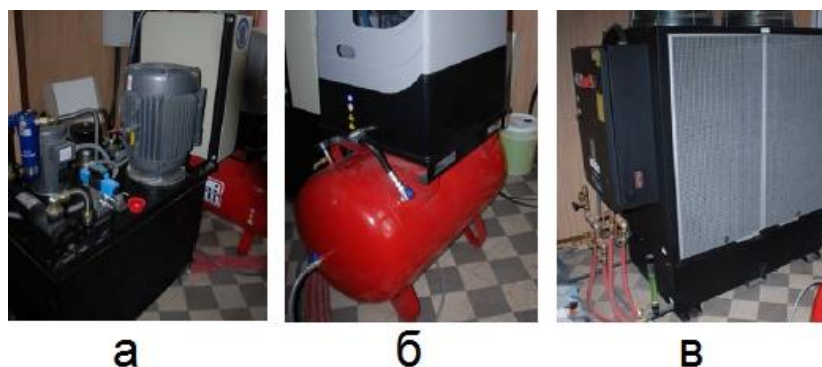


Рисунок 64 – Вспомогательное оборудование комплекса Gleeble System 3800 (а – маслостанция, б – компрессор, в – система охлаждения)

2.3.2 Подготовка образцов и порядок проведения испытаний на установке Hydrawedge II

Маршрутная блок-схема, представленная на Рисунке 65, описывает ход подготовки образцов базового состава ДФМС к проведению испытаний на установке

Hydrawedge II и параметры структуры и свойств определяемые при последующем металлографическом анализе. В случае пластометрических исследований анализировался только размер зерна феррита после проведения испытаний на установке Hydrawedge II. Исследования параметров ступенчатого охлаждения охватывают более широкий комплекс анализа структуры и свойств базового состава ДФМС.

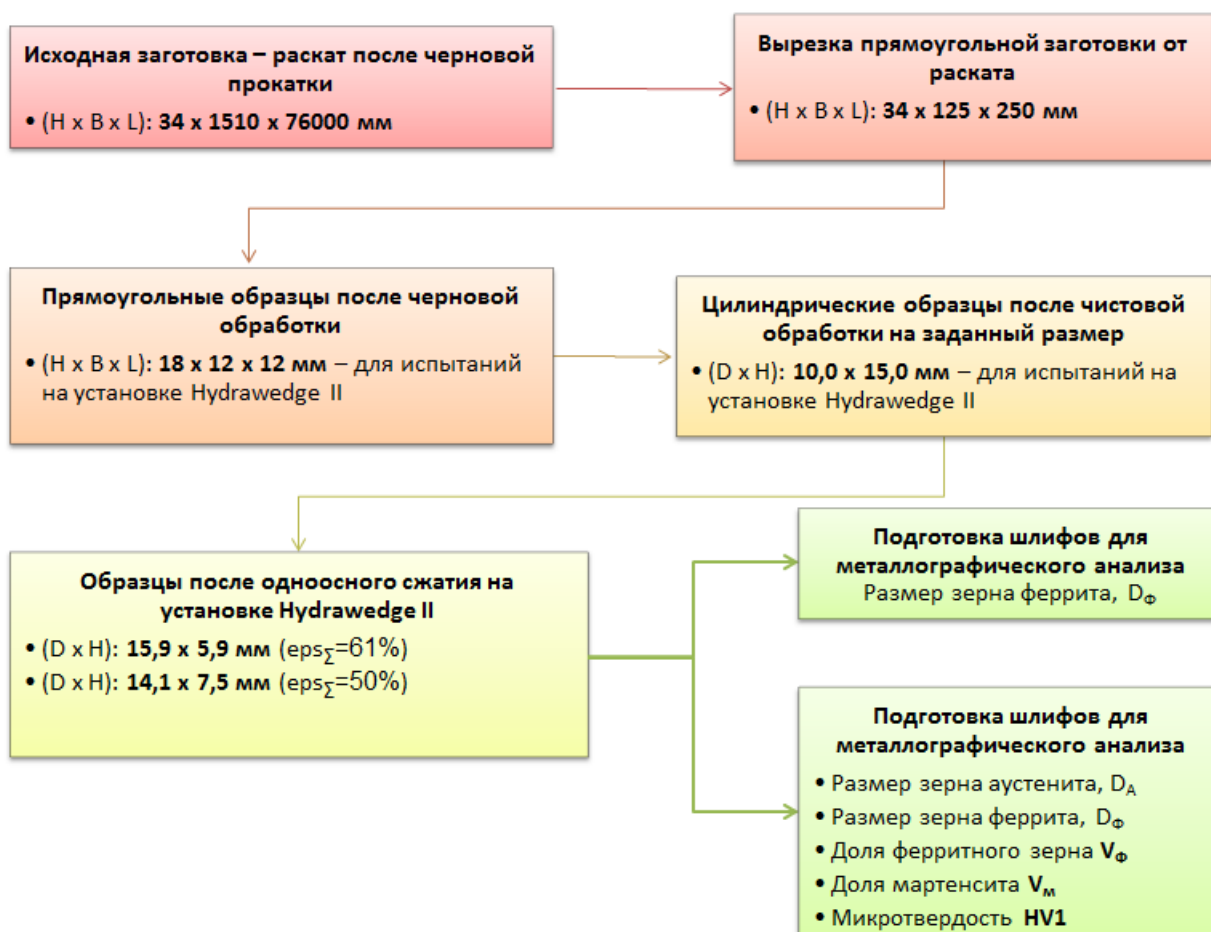


Рисунок 65 – Блок-схема подготовки образцов базового состава ДФМС при проведении испытаний на установке Hydrawedge II

Пробы нового химического состава ДФМС для проведения лабораторных исследований отбирались от непрерывнолитой заготовки (сляба) выплавленной в промышленных масштабах ПАО НЛМК. Маршрутная блок-схема процесса изготовления образцов нового состава ДФМС для испытаний на установке Hydrawedge II и дальнейшего анализа структуры показана на Рисунке 66. Проведена предварительная прокатка на стане ДУО180, из полученной горячекатаной ленты отбирались пробы для последующего изготовления конечной формы и геометрии, цилиндрических образцов. И в дополнение к блок-схеме на Рисунке 67 более детально рассматривается изменение формы и геометрии

заготовок на пути к получению конечного размера и формы образцов для последующих испытаний.

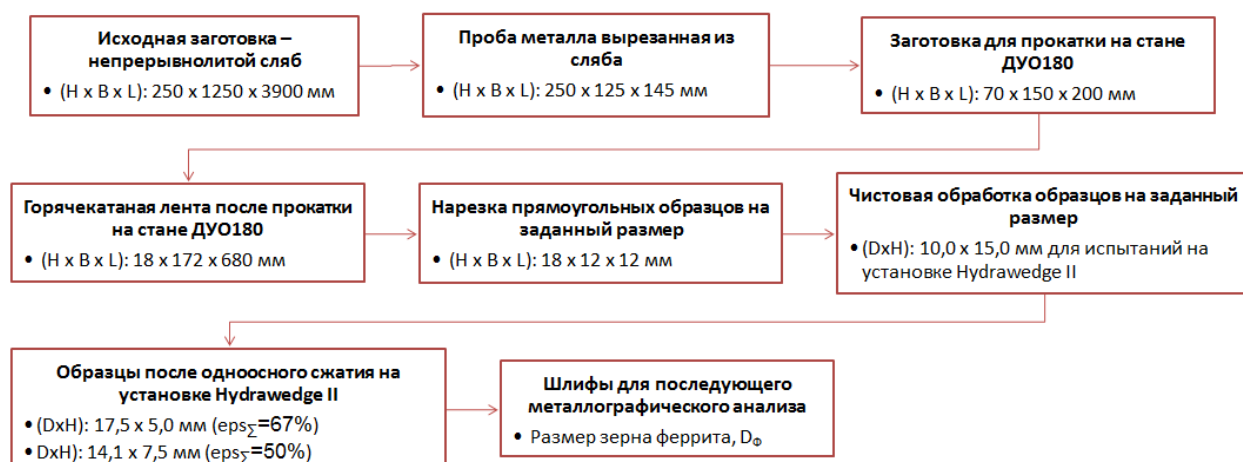


Рисунок 66 – Блок-схема подготовки образцов нового состава ДФМС при проведении испытаний на установке Hydrowedge II

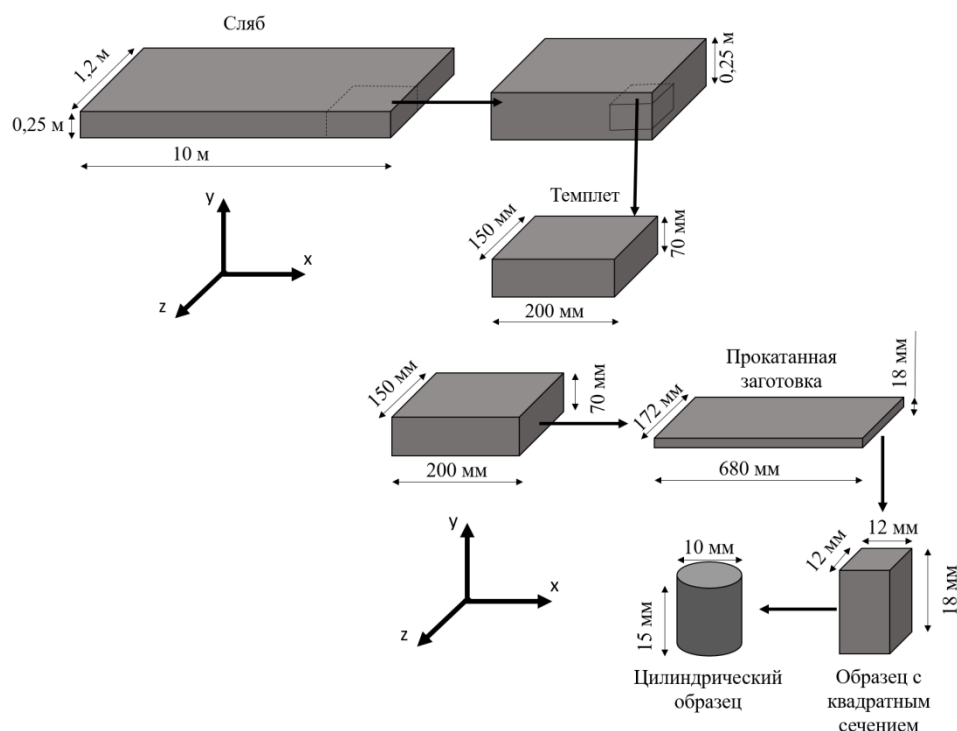


Рисунок 67 – Схема получения цилиндрических образцов нового состава ДФМС для последующих испытаний на установке Hydrowedge II

Порядок проведения испытаний на установке Hydrowedge II сводится к следующему. Измерения образцов до и после деформации проводятся электронным

штангенциркулем с точностью $\pm 0,01$ мм. В качестве образцов во время испытаний используются цилиндры высотой 15 мм и диаметром 10 мм (см. Рисунок 6б). Перед испытанием при помощи системы вакуумных насосов в рабочей камере установки создается инертная атмосфера или вакуум для уменьшения окисления при повышенных температурах.

Нагрев образца до заданной температуры осуществляется прямым пропусканием тока через образец. Температура проведения испытаний контролируется предварительно приваренной к образцу хромель-алюмелевой термопарой. При осуществлении горячей деформации предъявляется особое требование к температуре. Значение подаваемой мощности электрического тока контролируется при помощи обратной связи с применением эффективного ПИД-регулятора, обеспечивающего нагрев (охлаждение) с заданной скоростью (от 0,001 до 1000 °C/сек – при нагреве) и стабильное поддержание ($\pm 0,5^\circ\text{C}$) температуры в ходе изотермической выдержки. Применяемый в Gleeble System 3800 способ нагрева обеспечивает высокую однородность распределения температуры по глубине образца (и относительно неплохую вдоль образца) как при изотермической выдержке, так и при нагреве. Вследствие этого, перед деформацией образца нет строгой необходимости в длительном его прогреве (изотермической выдержке) при температуре испытания, которая для традиционного способа нагрева в печи составила бы для стальных образцов не менее 15 минут (из расчета 90 сек на 1 мм сечения). К сожалению, полностью избежать градиента температуры не удастся, ввиду наличия теплового контакта образца с бойками, температура которых заметно отличается от температуры образца. Снизить продольный градиент температуры в образце, а также исправить несимметричность распределения температуры можно с помощью применения одного или нескольких графитовых вкладышей, размещаемых внутри держателя бойков, уменьшая тем самым теплопроводность деформирующего инструмента.

Деформация образцов задается программным перемещением траверсы (деформирующей штанги). Данные о перемещении регистрируются с помощью двух датчиков. Один из датчиков регистрирует ход подвижной траверсы, обеспечивая обратную связь с исполнительной системой. Осуществляется полный контроль за скоростью и величиной перемещения деформирующего инструмента (подвижной деформирующей штанги). Другой датчик (LVDT), размещенный в рабочей камере, регистрирует изменение расстояния между деформирующими штангами, то есть

фактическую деформацию образца в ходе испытания. Усилие (до 200 кН) регистрируется с использованием встроенного датчика силы.

При проведении испытания для получения диаграммы горячей деформации на сжатие прерывают при достижении 50% обжатия, что соответствует истинной деформации $\varepsilon = 0,69$. Дальнейшее увеличение степени деформации приводит к заметному возрастанию нагрузки из-за контактных сил трения и к усилению «бочковидности» образца. После деформации, производится ускоренное охлаждение (в том числе, контролируемое при исследовании влияния параметров ступенчатого охлаждения на структуру и свойства ДФМС) деформированного образца при помощи душирующей системы охлаждения (закалки). Рабочая камера установки снабжена специальными форсунками для прицельной подачи газа (воздуха) или воздушно-водяной смеси для лучшей «эвакуации» тепла от образца, обеспечивая высокую скорость его охлаждения.

2.3.3 Исследование влияния температурно-временных параметров деформации и последеформационного ступенчатого охлаждения на структуру и свойства базового состава ДФМС

Исследуется влияние последеформационной воздушной паузы при различных температурах конца прокатки (920, 880, 850) °С на конечную структуру и свойства базового состава ДФМС. Схема испытания представлена на Рисунке 68. В ходе проведения испытаний предусматривается варьирование последеформационной воздушной паузы τ_n при трех вариантах температуры конца деформации T_3 и прочих равных условиях термомеханической обработки (ТМО). Согласно выбранной схеме ТМО осуществлялось моделирование наиболее важных этапов деформационного режима на стадиях черновой (первая ступень при температуре 1050 °С) и чистовой (вторая и третья ступень при температуре 920, 880 °С) прокатки ШСПП 2000.

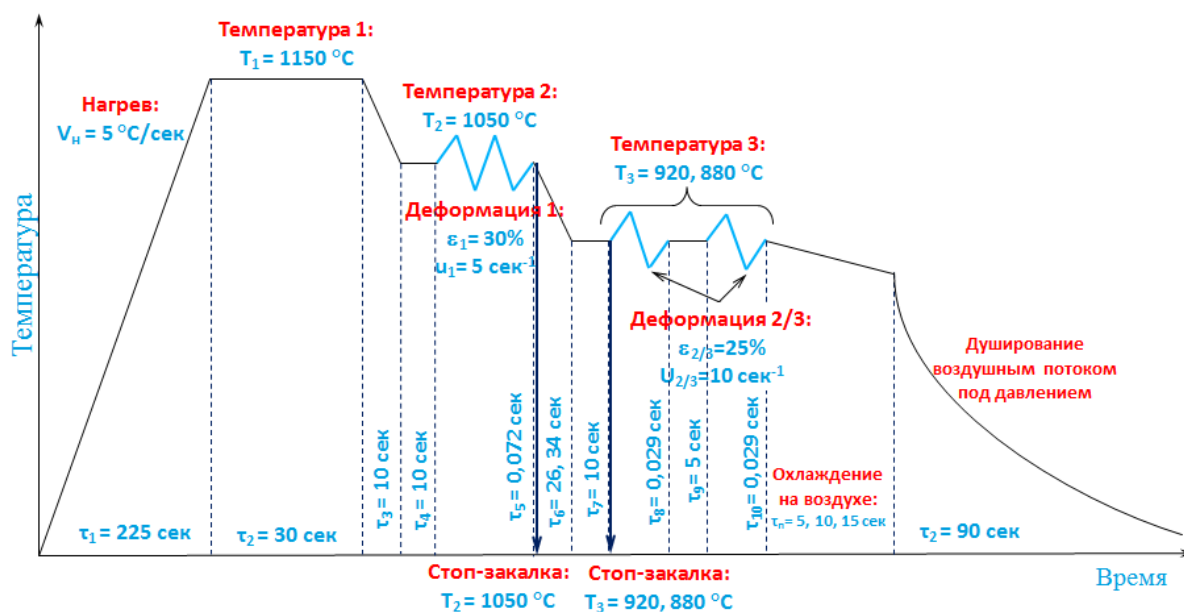


Рисунок 68 – Схема испытания базового состава ДФМС на установке Hydrowedge II

2.3.4 Пластометрические исследования сопротивления металла деформации при однократной и дробной деформации

Опасность перегрузки чистовой группы клетей и в особенности первых двух-трех клетей ШСГП 2000 ПАО «НЛМК» при проведении опытно-промышленной горячей прокатки на базовом и новом составах ДФМС обуславливает необходимость выполнения комплекса пластометрических исследований сопротивления металла деформации при однократном и дробном нагружении. Принципиально важным технологическим параметром горячей прокатки, на котором акцентируем внимание на данном этапе исследований, является степень деформации в последнем проходе чистовой группы, от величины которого во многом зависит конечный размер зерна аустенита, а значит и конечной структуры и свойств ДФМС.

Схема испытаний для получения диаграмм горячей деформации на сжатие при однократном нагружении представлена на Рисунке 69. Каждое последующее испытание отличается от предыдущего температурой деформации, либо скоростью деформации при постоянной относительной степени деформации равной $\varepsilon = 50\%$. Для проведения пластометрических исследований при однократной деформации предложено четыре варианта температур деформации ($t_d = 1100, 1000, 900, 800$ °C), которые охватывают практически весь рабочий диапазон температур горячей прокатки в линии стана 2000. Каждой из предложенных температур деформации соответствует три варианта скоростей

деформации ($U = 0.5, 5, 60 \text{ с}^{-1}$). После осадки образец принудительно охлаждается сжатым воздухом до комнатной температуры.

Процесс прокатки, как и большинство процессов обработки металлов давлением характеризуется сложными законами развития деформации во времени. Скорость деформации в процессе нагружения может резко изменяться, а при периодическом нагружении в паузах происходит либо полная разгрузка (последовательная прокатка в черновой группе ШСГП), либо частичная (непрерывная прокатка с натяжением в чистовой группе ШСГП).

В условиях горячей деформации процессы деформационного упрочнения и динамического разупрочнения проходят в сравнительно короткие промежутки времени, горячая деформация по реологическим признакам сходна с процессами ползучести металлов, поэтому хорошо описывается феноменологической теорией ползучести.

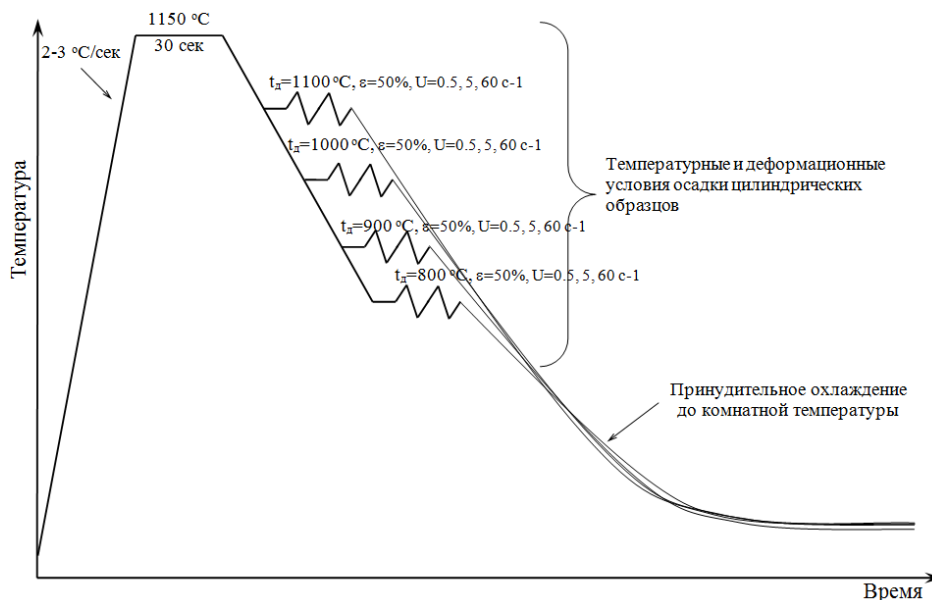


Рисунок 69 – Схема испытаний при осадке цилиндров с исходными размерами 10x15 мм на установке Hydrawedge II

Анализ существующих теорий расчета сопротивления деформации применительно к процессам горячей обработки металлов, выполненный в работах А. А. Поздеева [128], показал, что свойства реальных металлов и сплавов наиболее полно учитывает уравнение теории наследственности:

$$\sigma(t) = \varphi(\bar{\varepsilon}) - \int_0^t R(t - \tau) \varphi(\tau) d\tau, \quad (2)$$

где $R(t - \tau)$ – резольвента ядра $K(t - \tau)$ обобщенного уравнения Ю.Н. Работнова.

Функция $\varphi(\bar{\epsilon})$, характеризующая кривую мгновенного деформирования определяется соотношением:

$$\varphi(\bar{\epsilon}) = b - (b - a)\exp(B\bar{\epsilon}), \quad (3)$$

где a , b , B – постоянные, характерные для данного материала и условий деформации.

Расчет сопротивления деформации с помощью уравнения (2) проводится по кривым деформационного упрочнения для любого сложного закона нагружения. Однако для инженерного расчета этот метод сложен; кроме того, предполагается, что свойства материала инвариантны во времени и деформация проходит в изотермических условиях.

Анализу изменения реологических свойств различных металлов и сплавов при дробном нагружении в последнее время уделяется большое внимание, как в теоретических работах, так и в экспериментальных исследованиях. Объясняется это, прежде всего тем, что дробный вид нагружения – наиболее сложный и наиболее интересный вид нагружения, а также тем, что надежные экспериментальные данные и корректная методология их применения крайне необходимы для расчета многих процессов обработки металлов давлением (в то числе, непрерывная горячая прокатка на ШСП).

Сложность анализа и моделирования процесса дробной деформации связана с тем, что на характер и уровень кривых $\sigma(\bar{\epsilon})$ дробного нагружения оказывает влияние целый ряд взаимосвязанных условий и параметров: величина скорости деформации в каждом цикле нагружения; изменение температуры металла в процессе всего цикла деформации; распределение деформации по проходам и величина суммарной (накопленной деформации); величина пауз между нагружениями; интенсивность процессов динамического и статического разупрочнения (рекристаллизации) при горячей деформации металла.

В настоящее время среди многочисленных экспериментальных данных о характере изменения сопротивления деформации при дробном нагружении можно отметить два возможных случая: кривые дробной деформации расположены ниже кривой однократного нагружения и кривые дробной деформации совпадают или даже превышают кривую однократного нагружения.

Если температура металла при дробной деформации снижается, а скорость деформации по циклам возрастает, то кривая дробной деформации должна проходить

значительно выше кривой однократного нагружения независимо от вида кривой однократного нагружения.

В многочисленных работах установлено также, что прерывистая (дробная) деформация улучшает деформируемость металлов и сплавов, так как в паузах протекает статический возврат, статическая и метадинамическая рекристаллизация.

Схема проведения эксперимента на установке Hydrowedge II при дробной деформации показана на Рисунке 70. Предложенный комплекс испытаний предусматривает моделирование горячей прокатки в 5-ой черновой клетке (первая ступень деформации ε_1 при температуре 1020 °C) и 3-х последних клетях чистовой группы ШСГП 2000 (три ступени деформации ε_2 , ε_3 , ε_4 при температуре 840 °C). В процессе каждого последующего испытания изменяются условия моделирования деформационного режима в последней клетке стана 2000, путем изменения относительной степени деформации (ε_4) от 5 до 20% с шагом 5%. Имитация скоростного режима горячей прокатки в чистовой группе осуществляется благодаря предложенным междеформационным паузам (τ_9 , τ_{11}) и скоростям деформации (u_2 , u_3). После заключительной ступени деформации осуществляется неконтролируемое ускоренное охлаждение до комнатной температуры.

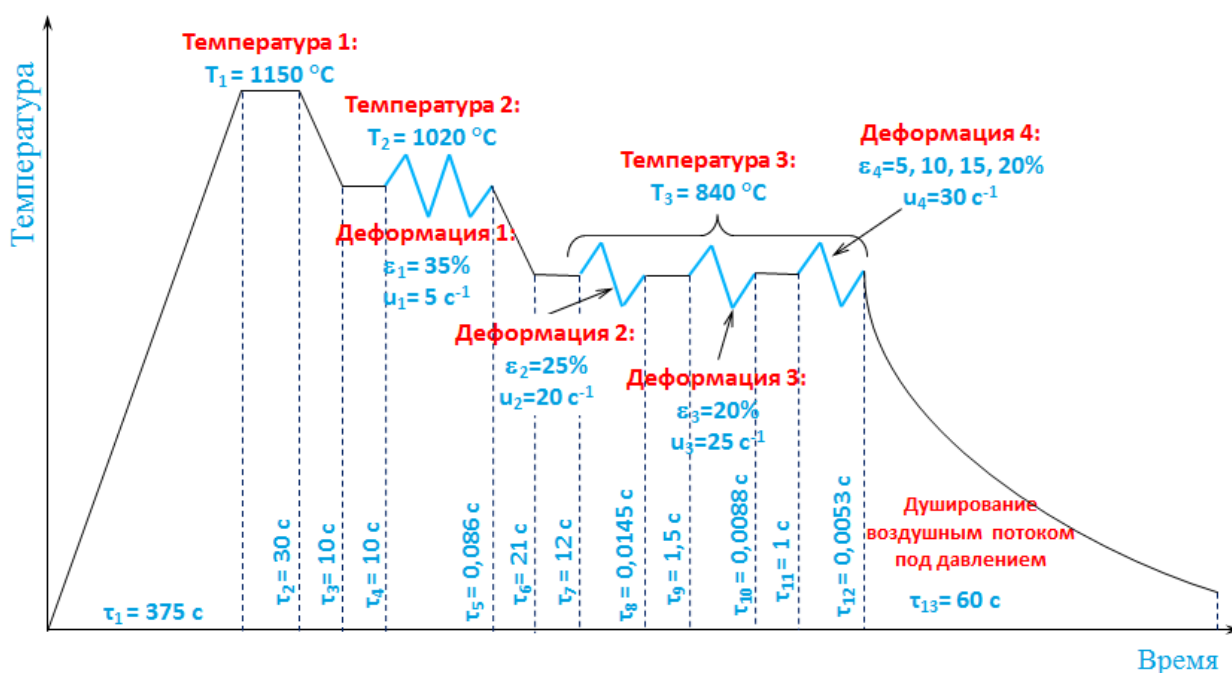


Рисунок 70 – Схема испытания базового и нового составов ДФМС на установке Hydrowedge II

При небольших междеформационных паузах зерно аустенита не успевает полностью рекристаллизироваться, поэтому в каждом последующем проходе частично сохраняется наклеп металла и растет уровень сопротивления металла деформации. При неполном протекании процесса рекристаллизации в межкультевом промежутке рассчитывается «накопленная» структурная деформация на входе в клеть [129]:

$$\varepsilon_i^* = \varepsilon_i + \varepsilon_{i-1}^* \cdot (1 - X_{stat}) \cdot \lambda, \quad (4)$$

где $\varepsilon = \ln(\frac{h_0}{h_1})$ – истинная деформация, ед.; λ – поправочный коэффициент, определяемый экспериментально в ходе проведения пластометрических исследований для исследуемых составов ДФМС, X_{stat} – доля рекристаллизованного объема аустенита при статической рекристаллизации.

Принципиальная схема определения параметров диаграмм деформации при дробном нагружении, представлена на Рисунок 71. X_{stat} рассчитывается на основе экспериментальных данных, для нахождения которых потребуются диаграммы деформации, полученные в результате проведения испытаний при дробной схеме деформации (см. Рисунок 70):

$$X_{stat} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_2}{\sigma_{max} - \sigma_1} \quad (5)$$

где σ_{max} – максимальное напряжение в предыдущем проходе, МПа; σ_2 – напряжение, соответствующее началу пластической деформации в текущем проходе, МПа; σ_1 – напряжение, соответствующее началу пластической деформации в предыдущем проходе, МПа.

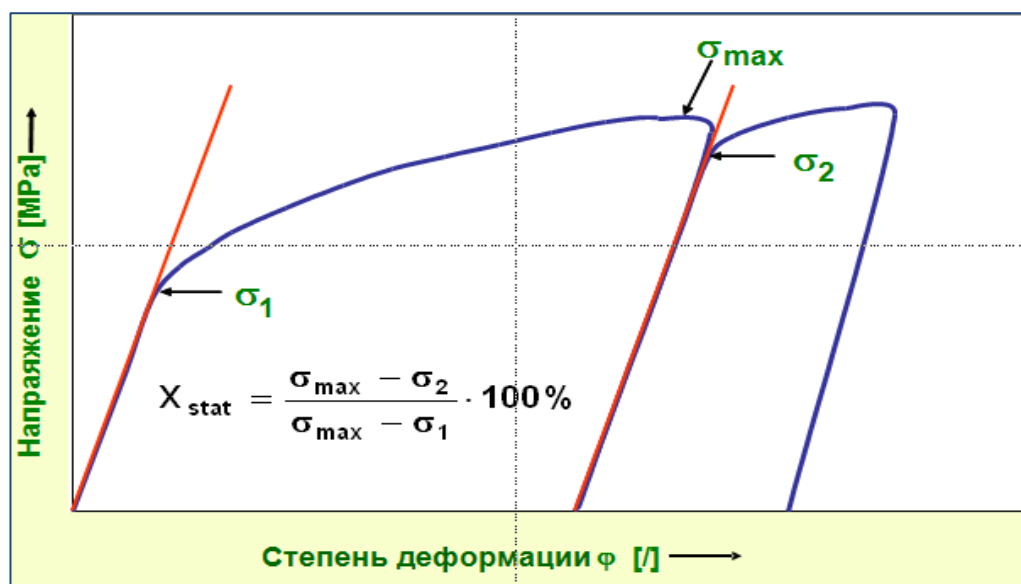


Рисунок 71 – Схема определения степени статической рекристаллизации X_{stat} по диаграммам деформации при многократном обжати

Деформация с учетом неполного разупрочнения ε^* , подставляется в уравнение связи сопротивления металла деформации (σ_s), с параметрами температуры, степени и скорости деформации [130,131], имеющее следующий вид:

$$\sigma_s = K_0 \cdot (U)^{K_u} \cdot (\varepsilon^*)^{K_{\varepsilon 1}} \exp(K_{\varepsilon 2} \cdot \varepsilon^*) \cdot \exp(K_t \cdot t) \quad (6)$$

где K_0 , K_u , $K_{\varepsilon 1}$, $K_{\varepsilon 2}$, K_t – коэффициенты, которые характеризуют индивидуальные свойства материала (определяются в ходе пластометрических исследований); U – скорость деформации, с^{-1} ; ε^* – степень деформации с учетом неполного разупрочнения, ед.; t – температура деформации, $^{\circ}\text{C}$.

В ходе проведения пластометрических исследований, также задействована упрощенная форма уравнения (6), не учитывающая разупрочнение в ходе горячей деформации, описываемое экспоненциальной функцией $\exp(K_{\varepsilon} \cdot \varepsilon)$:

$$\sigma_s = K_0 \cdot (U)^{K_u} \cdot (\varepsilon)^{K_{\varepsilon}} \cdot \exp(K_t \cdot t) \quad (7)$$

2.3.5 Методика корректировки диаграмм деформации по температуре и трению

В процессе проведения пластометрических испытаний, при построении диаграмм деформации, температура образца, как правило, изменяется. В зависимости от начальной температуры образца, температуры инструмента, скорости и степени деформации,

окружающей атмосферы, образец может охлаждаться или нагреваться. Потери тепла от образца к инструменту и в окружающую атмосферу происходят путем излучения, конвективным теплопереносом, либо теплоотдачей инструменту. В то же время за счет работы пластической деформации происходит разогрев образца. Основываясь на количестве тепла, полученного от деформационного разогрева, и знаниях теплофизических свойств материала и граничных условий теплообмена в процессе испытания, экспериментальную диаграмму деформации можно привести к изотермическому виду:

$$\sigma_{\text{temp}} = \sigma_{\text{эксп}} \cdot \frac{e^{-0,03 \cdot t_{\text{зад}}}}{e^{-0,03 \cdot t_{\text{эксп}}}} \quad (6)$$

где σ_{temp} – сопротивление деформации, скорректированное по температуре, МПа; $\sigma_{\text{эксп}}$ – сопротивление деформации, полученное экспериментально, МПа; $t_{\text{зад}}$ – заданная температура, °C; $t_{\text{эксп}}$ – фактическая температура, °C.

Корректировка диаграмм деформации с учетом влияния трения между образцом и инструментом основывается на предполагаемом коэффициенте трения μ . Коэффициент трения в процессе испытания принимается постоянным. При испытании на сжатие цилиндра его высота уменьшается, в то время как диаметр, а значит и площадь контакта образца с инструментом, возрастают. Вследствие чего влияние контактного трения на результаты эксперимента с увеличением деформации возрастают. Влияние трения на сопротивление металла деформации можно вычислить по формуле:

$$\sigma_f = \frac{\sigma_{\text{temp}}}{1 + \frac{\mu}{2} \cdot \frac{H_0}{(2H_0 - J_{\text{max}} + J_{\text{тек}} - H_{\text{станд}})}} \quad (7)$$

где σ_{temp} – сопротивление деформации, скорректированное по температуре, МПа; σ_f – сопротивление деформации, скорректированное по трению, МПа; μ – коэффициент трения; H_0 – начальная высота образца, мм; $H_{\text{станд}}$ – стандартная высота образца, мм; J_{max} – максимальное абсолютное перемещение траверсы, мм; $J_{\text{тек}}$ – текущее абсолютное перемещение траверсы, мм.

Коэффициент трения варьируется в зависимости от материала, температуры и используемой смазки. Стандартные коэффициенты трения при испытаниях на сжатие с использованием смазки для стали принимают следующие значения:

Холодная деформация	0.05
Теплая деформация	0.10

На Рисунке 72 показано влияние корректировки по температуре и трению на конфигурацию диаграммы деформации при испытании на высокотемпературное сжатие стального цилиндрического образца при температуре 800 °С. После корректировки по трению напряжение снижается, особенно с увеличением степени деформации из-за увеличения площади трения. После корректировки по температуре напряжение вновь возрастает.

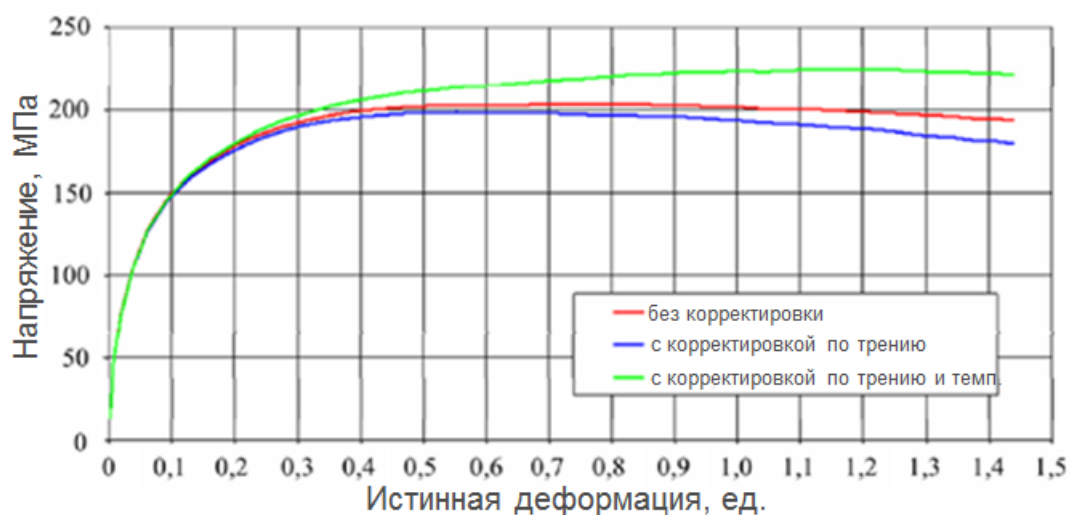


Рисунок 72 – Кривая деформации без корректировки, с корректировкой по трению и с корректировкой по трению и температуре

2.3.6 Статистическая обработка результатов пластометрических исследований

Для приведения зависимости (7) к линейному виду прологарифмируем его:

$$\ln(\sigma_{sc}) = \ln(K_0) + K_U \cdot \ln(U_C) + K_\varepsilon \cdot \ln(\varepsilon_1) + K_t \cdot t, \quad (10)$$

где обозначим $y = \ln(\sigma_{sc})$, $b_0 = \ln(K_0)$, $b_1 = K_U$, $x_1 = \ln(U_C)$, $b_2 = K_\varepsilon$, $x_2 = \ln(\varepsilon_1)$, $b_3 = K_t$, $x_3 = t$, и тогда уравнение (7) примет вид:

$$y = b_0 + b_1 \cdot x_1 + b_2 \cdot x_2 + b_3 \cdot x_3 \quad (11)$$

Проводя корреляционный анализ экспериментальных данных с помощью критерия Стьюдента, определяем средние арифметические независимые (12) и зависимые (12) переменные:

$$\overline{x_j} = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n x_{ji}, \quad (12)$$

$$\overline{y} = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n y_i, \quad (13)$$

где $i = 1 \dots n$ – номер опыта; n – число опытов; $j = 1 \dots m$ – номер независимой переменной (в первом случае, когда только упрочнение ($m = 3$), 3 переменные: температура, логарифм деформации, логарифм скорости деформации; во втором случае, когда учитывается разупрочнение ($m = 4$), 4 переменные: температура, деформация, логарифм деформации, логарифм скорости деформации).

Определение средних квадратичных отклонений независимых (14) и зависимых (15) переменных:

$$S_{x_j} = \sqrt{\frac{1}{n-1} \cdot \sum_{i=1}^n (x_{ji} - \overline{x_j})^2}, \quad (14)$$

$$S_y = \sqrt{\frac{1}{n-1} \cdot \sum_{i=1}^n (y_i - \overline{y})^2}, \quad (15)$$

где $i = 1 \dots n$ – номер опыта; n – число опытов; $j = 1 \dots m$ – номер независимой переменной (в первом случае, когда только упрочнение ($m = 3$), 3 переменные: температура, логарифм деформации, логарифм скорости деформации; во втором случае, когда учитывается разупрочнение ($m = 4$), 4 переменные: температура, деформация, логарифм деформации, логарифм скорости деформации).

Определение коэффициентов корреляции между зависимой и каждой независимой переменной:

$$r_{yx_j} = \frac{\left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_{ji} \cdot y_i \right) - \overline{x_j} \cdot \overline{y}}{S_{x_j} \cdot S_y}, \quad (16)$$

где $i = 1 \dots n$ – номер опыта; n – число опытов; $j = 1 \dots m$ – номер независимой переменной (в первом случае, когда только упрочнение ($m = 3$), 3 переменные: температура, логарифм деформации, логарифм скорости деформации; во втором случае, когда учитывается разупрочнение ($m = 4$), 4 переменные: температура, деформация, логарифм деформации, логарифм скорости деформации).

Корреляция будет значима, если рассчитанный критерий r_{yx_j} будет больше табличного значения, при $\alpha = 0,05$ (верность расчетов 95%) и $\nu = n - 2$ (степень свободы):

$$t_{r_{yx_j}} = \frac{|r_{yx_j}| \cdot \sqrt{n-2}}{\sqrt{1-r_{yx_j}^2}}, \quad (17)$$

где $t_{r_{yx_j}} > t_{v,\alpha}$; n – число опытов; $j = 1 \dots m$ – номер независимой переменной (в первом случае, когда только упрочнение ($m = 3$), 3 переменные: температура, логарифм деформации, логарифм скорости деформации; во втором случае, когда учитывается разупрочнение ($m = 4$), 4 переменные: температура, деформация, логарифм деформации, логарифм скорости деформации).

Значимость коэффициента множественной корреляции оценивается сопоставлением экспериментального критерия Фишера и его табличного значения при заданном уровне значимости $\alpha = 0,05$ и числе степеней свободы $v_1 = m$, $v_2 = n - m - 1$:

$$F_R = \frac{(n-m-1) \cdot r_{yx_1 x_2 x_3 x_4}^2}{m \cdot (1 - r_{yx_1 x_2 x_3 x_4}^2)}, \quad (18)$$

где n – число опытов; m – число независимых переменных (в первом случае, когда только упрочнение ($m = 3$), 3 переменные: температура, логарифм деформации, логарифм скорости деформации; во втором случае, когда учитывается разупрочнение ($m = 4$), 4 переменные: температура, деформация, логарифм деформации, логарифм скорости деформации); $F_R > F_{v_1, v_2, \alpha}$.

Значение коэффициентов регрессии b_0, b_1, b_2, b_3 можно найти по методу наименьших квадратов, решив систему так называемых нормальных уравнений.

Так как повторяемости опытов нет, то и нет оценки для дисперсии воспроизводимости, поэтому сначала вычисляется остаточная дисперсия, характеризующая разброс измеренных экспериментальных точек y_i относительно средней арифметической:

$$S_0^2 = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2, \quad (19)$$

где $i = 1 \dots n$ – номер опыта; n – число опытов.

Далее необходимо найти дисперсию, характеризующую разброс измеренных экспериментальных точек y_i относительно y_f :

$$S_1^2 = \frac{1}{n-m-1} \sum_{i=1}^n (y_i - y_f)^2, \quad (20)$$

где $i = 1 \dots n$ – номер опыта; n – число опытов; m – число независимых переменных (в первом случае, когда только упрочнение ($m = 3$), 3 переменные: температура, логарифм

деформации, логарифм скорости деформации; во втором случае, когда учитывается разупрочнение ($m = 4$), 4 переменные: температура, деформация, логарифм деформации, логарифм скорости деформации).

Расчетный критерий Фишера равен:

$$F_0 = \frac{S_1^2}{S_0^2}, \quad (21)$$

где уравнение регрессии с надежностью в 95% описывает зависимость y от x_j в том случае, если расчетный критерий Фишера будет меньше табличного для $\alpha = 0,05$ и $v_1 = m$, $v_2 = n - m - 1$; $F_0 < F_{v_1, v_2, \alpha}$.

2.4 Компоновка и характеристики технологического оборудования полунепрерывного стана (ПНС) горячей прокатки 140

Опытный эксперимент выполняли в условиях полунепрерывного стана (ПНС) горячей прокатки 140 Института Обработки металлов давлением (Institut of Metal Forming – IMF) Фрайбергской горной академии (Bergakademie Freiberg – BAF), одной из возможностей которого является производство листовой продукции и лент.

Основное оборудование полупромышленного стана и его характеристики представлены на Рисунке 73. Нагрев металла под прокатку осуществляется в индукционной печи для нагрева заготовки толщиной до 50 мм (максимальная температура нагрева 1350 °C). Устройство гидросбива окалины для очистки металла от печной окалины перед задачей в прокатную клеть. Черновая двухвалковая реверсивная клеть (F_0) с максимальной скоростью прокатки 6 м/с. Чистовая группа состоит из 3-х непрерывно-расположенных двухвалковых клеток (F_{1-3}) с максимальной скоростью прокатки на выходе из последней клетки 20 м/сек. Измерение температуры в линии стана производится с помощью стационарных пирометров, а усилие и момент прокатки измеряются с помощью электромеханических датчиков. Отводящий рольганг оснащен установкой ускоренного охлаждения (УУО) листа, позволяющей моделировать различные конфигурации кривой последеформационного охлаждения в диапазоне 20-300 °C/сек для толщины листа от 1.5 мм и выше. УУО разделена на секции, состоящие из верхних и нижних коллекторов, оснащенных спреерными форсунками для подачи сжатого воздуха сверху на металл, а снизу охлаждение осуществляется водой под регулируемым

давлением. Охлаждение воздушным потоком верхней поверхности металла позволяет производить достоверные (с минимальным зашумлением температуры) измерения температуры инфракрасным пирометром перед последующей задачей ленты в печь выдержки, предназначенной для имитации смотки полосы в рулон. (111) Смотка полосы в рулон имитировалась путем замедленного охлаждения ($40\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{час}$) при начальной температуре в печи $250\text{--}300\text{ }^{\circ}\text{C}$.

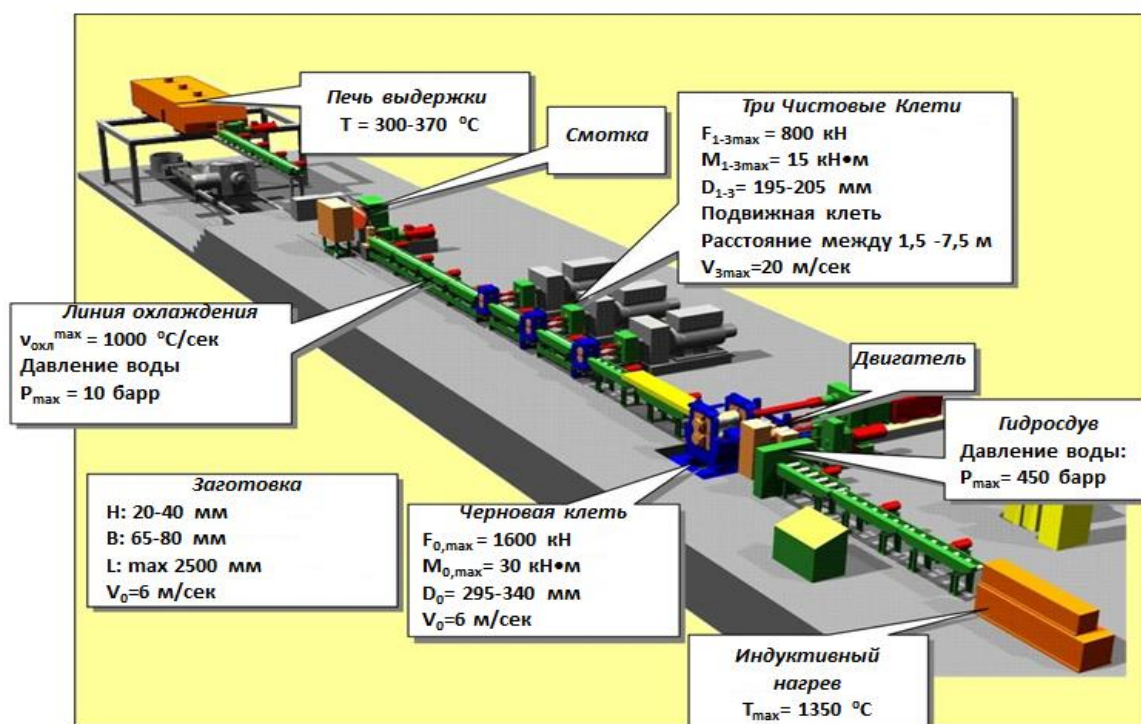


Рисунок 73 – Состав оборудования ПНС 140 IMF BAF и его основные характеристики

Для проведения полупромышленного эксперимента с прокаткой на ПНС 140 IMF BAF выплавлен слиток нового химического состава ДФМС, общей массой 25 кг в полупромышленной индукционной печи и перед прокаткой разрезали на 5 заготовок. На Рисунке 74 представлена блок-схема процесса получения образцов нового состава ДФМС при подготовке и проведении полупромышленного эксперимента на стане 140 IMF BAF, а также анализируемые в процессе последующих исследований параметры структуры и механических свойств данных образцов.

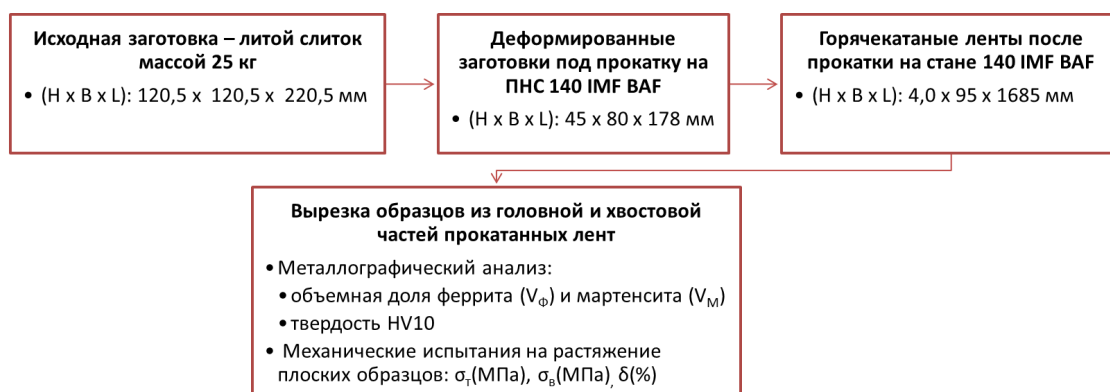


Рисунок 74 – Блок-схема получения образцов нового химического состава ДФМС для последующих исследований при проведении полупромышленного эксперимента

Рекомендованные деформационно-скоростные условия горячей прокатки в последних трех проходах ПНС 140 IMF BAF основаны на результатах анализа выборки данных по технологическим параметрам прокатанных на ШСГП 2000 НЛМК полос толщиной 4 мм из низколегированной марки стали 09Г2С представленных в Таблица 13.

Таблица 13 – Фактические режимы горячей прокатки полос типоразмером 3.9x1307 мм стали марки 09Г2С на стане 2000 ПАО «НЛМК»

Марка	$T_{5cp}, ^\circ C$	$T_{12cp}, ^\circ C$	$H_5, мм$	$H_{10}, мм$	$H_{11}, мм$	$H_{12}, мм$	$B, мм$	Скорость прокатки, м/с	
								начальная	конечная
09Г2С	1020	815	31,9	5,4	4,4	4,0	1306	5,6	6,7
09Г2С	1017	810	31,8	5,4	4,3	3,9	1306	5,5	6,8
09Г2С	1022	810	31,6	5,3	4,3	3,9	1306	5,5	7,1
09Г2С	1021	815	31,6	5,4	4,3	3,9	1306	6,0	7,0
09Г2С	1021	810	31,5	5,4	4,3	3,9	1307	5,9	7,0
09Г2С	1016	810	31,7	5,3	4,3	3,9	1308	6,0	7,1
Среднее	1019	815	31,7	5,4	4,3	3,9	1307	5,8	7,0

2.5 Пробоподготовка промышленного металла после горячей прокатки на непрерывном широкополосовом стане (НШПС) 2000

В качестве исходных заготовок для проведения опытно-промышленной прокатки на базовом и новом химических составах ДФМС служат непрерывнолитые слябы. Размеры слябов и последующая история пробоподготовки для проведения лабораторных исследований представлены на Рисунке 75.

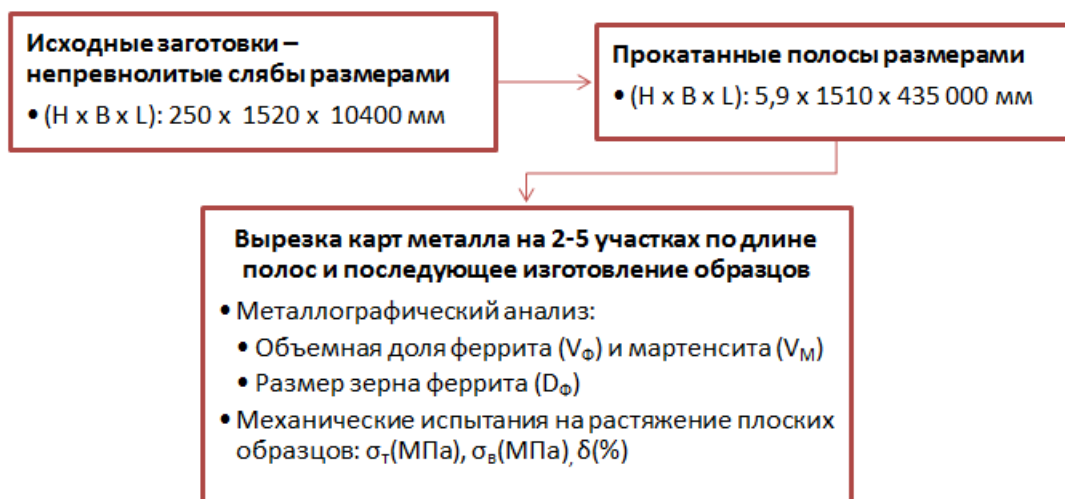


Рисунок 75 – Блок-схема процесса получения образцов из базового состава ДФМС для дальнейших лабораторных исследований структуры и механических свойств

Всего на проведение опытно-промышленной прокатки на базовом составе ДФМС отобрано два слэба, поэтому заведомо ожидается нестабильное распределение температуры по длине полосы во время охлаждения на отводящем рольганге (нестандартные режимы охлаждения для системы автоматики стана требуют большего количества экспериментов). Но именно нестабильность распределения температуры позволит комплексно исследовать влияние параметров ступенчатого охлаждения на структуру и свойства базового состава ДФМС по длине полосы.

Всего выплавлено 10 слэбов на проведение опытно-промышленной прокатки на новом химическом составе ДФМС. Размеры слэбов и последующая история пробоподготовки для проведения лабораторных исследований представлены на Рисунок 76. В печь осуществляется посад одновременно двух слэбов. От каждой прокатанной полосы отбираются пробы для проведения механических испытаний на растяжение, и выборочно (от пяти полос) для металлографических исследований.

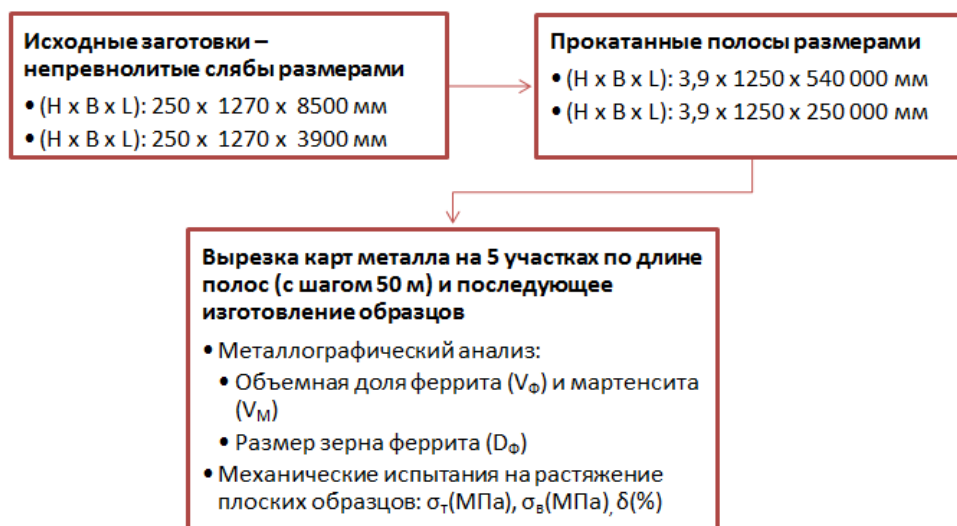


Рисунок 76 – Блок-схема процесса получения образцов из нового состава ДФМС для дальнейших лабораторных исследований структуры и механических свойств

2.6 Металлографические исследования структуры и механических свойств

По завершении испытаний на установках DIL 805 A-D, Hydrawedge II, а также ПНС горячей прокатки 140 и ШСПП 2000 проводится комплекс металлографических исследований с измерением твердости по Викерсу (HV1, HV10) и испытаний на растяжение при комнатной температуре плоских образцов по стандартной методике.

При металлографическом исследовании выполняется ряд операций, в результате которых получают достоверные данные по качественному и количественному составу ДФМС. Стандартная методика металлографического исследования включает в себя четыре этапа: 1) пробоотбор; 2) пробоподготовка; 3) собственно металлографический анализ; 4) статистическая обработка результатов анализ.

Пробоотбор осуществляется с использованием отрезного станка «Brillant220». Цилиндрические образцы после проведения испытаний на деформационном дилатометре DIL 805-D и установке Hydrawedge II разрезаются по центру вдоль направления деформации сжатия. Пробы запрессовываются в специальные формы для дальнейшего шлифования. Приготовление поверхности запрессованных проб осуществляется на шлифовально-полировальных станках «Saphir 360», «Jade 700». Металлографический анализ предусматривает две технологии травления, применяемые для ДФМС (см. Таблица 14), предназначенные для количественной оценки объемной доли феррита и мартенсита. Результатом травления в 2% спиртовом растворе HNO_3 (нитал) являются черно-белые снимки в окуляре оптического микроскопа, при этом ферритная матрица выкрашивается в

белый цвет, вся остальная структура становится черного цвета. При комбинированном травлении стали в спиртовом растворе пикриновой кислоты и нитале обеспечивался подходящий цветовой контраст между мартенситом (белого цвета) и остальными структурами. Такое травление позволяет определять объемную долю частиц мартенсита. Анализ микроструктуры выполняется на оптических микроскопах с увеличением в 200 и в 500 раз. Анализ и обработка изображений ведется с применением программного обеспечения (ПО) ImageJ. Количественная оценка структурных составляющих (феррита, мартенсита) и подсчет размера зерна (феррита, аустенита) ведется с применением ПО Sizer методом случайных секущих, используя стандартные методы статистической обработки результатов.

Неравномерное распределение интенсивности деформации по высоте и сечению цилиндрических образцов при осадке требует последующий металлографический анализ осуществлять только в определенных областях на поверхности подготовленного шлифа. В ходе многочисленных экспериментальных и теоретических исследований, определены ориентировочные координаты области равномерной и максимальной деформации, которые в сопоставлении с распределением интенсивности деформации по сечению модельного образца представлены на Рисунок 77. Рекомендуется, при моделировании горячей прокатки, как процесса весьма интенсивного с точки зрения скоростей и степеней деформации, анализировать структуру и мерить твердость в центральной области продольного профиля образца. Однако для уточнения температур начала и окончания фазовых и структурных превращений, при построении ТКД, следует принимать во внимание периферийные области профиля продольного сечения образца, указанные на Рисунке 77.

Таблица 14 – Технология травления двухфазных сталей

Травитель	Результат травления	Автор травителя
2% спиртовой раствор HNO_3	Черно-белые снимки, при этом ферритная матрица белого цвета, вся остальная структура черного цвета	-
Раствор А: 1% $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ в H_2O Раствор Б: 4% пикриновая кислота с $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$	Цветные снимки, при этом мартенсит белый, бейнит черный, феррит светло-коричневый (хаки)	LePera (132)

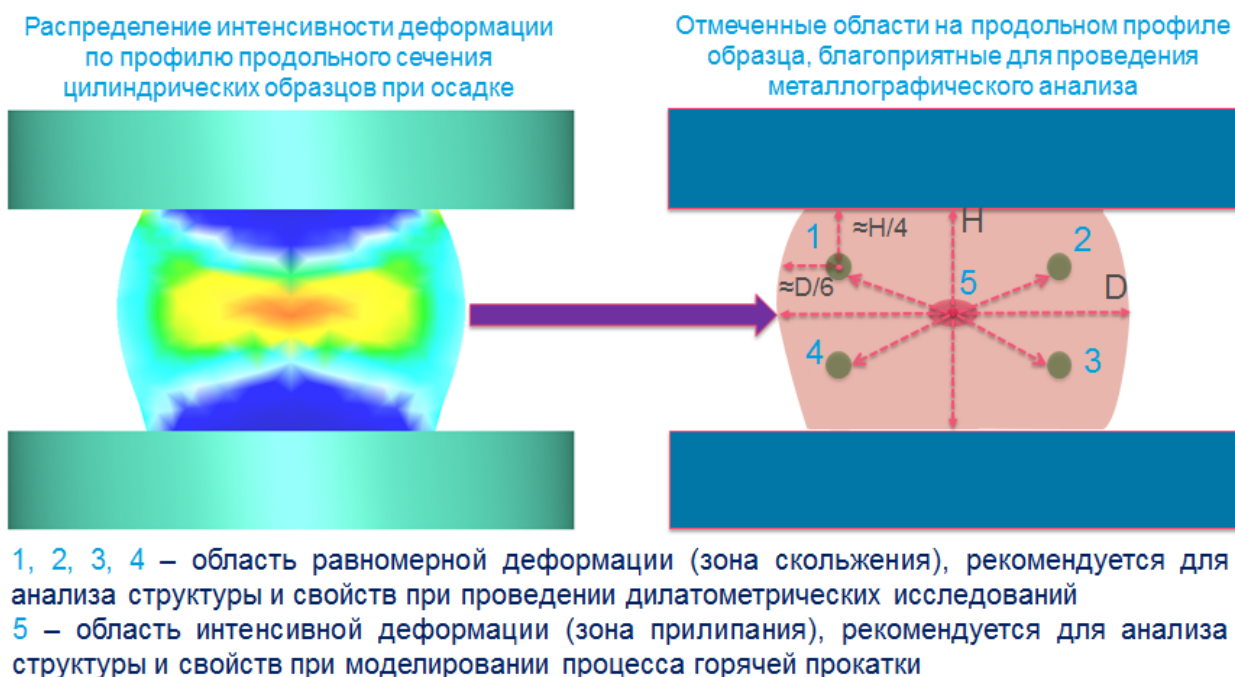


Рисунок 77 – Методика определения необходимой области, на профиле цилиндрического образца после осадки, для проведения последующего металлографического анализа

Измерение микротвердости по методу Викерса цилиндрических образцов после испытаний на лабораторных установках производится в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-76 [133]. Твердость испытывается вдавливанием алмазной пирамиды в испытуемый образец под нагрузкой 1 кН, приложенной в течение 5 секунд, с последующим измерением диагоналей отпечатка специальным микроскопом, которым снабжен прибор. При одной и той же нагрузке число твердости HV автоматически пересчитывается с помощью встроенного программного обеспечения в зависимости от размера диагонали отпечатка. Измерение твердости по методу Викерса плоских образцов металла, полученных после прокатки на полупромышленном стане 140 ВАР, проводилось с усилием индентора твердомера 10 кН, приложенного в течении 5 секунд.

Испытания проката на статическое растяжение, по три образца из каждой отобранной карты металла (по длине проката), выполнены на универсальных машинах по методике, приведенной в ГОСТ 1497-84 [134]. Образцы вырезались вдоль, а также поперек направления прокатки. Длину рабочей части образца определяли по формуле:

$$L = 5.65 \cdot \sqrt{F}, \quad (8)$$

где L – длина рабочей части образца, м;

F – площадь поперечного сечения рабочей части образца, м^2 .

Испытания на растяжение проводили на универсальных машинах для механических испытаний при температуре 20^{+10}_{-5} °С. Ошибка измерения нагрузки на интервале от 4 до 1200 кН составляет $\pm 0,5$ %. При этом, определяли временное сопротивление разрыву (σ_B), физический (σ_T) или условный ($\sigma_{0,2}$) предел текучести и относительное удлинение (δ_5).

2.7 Выводы по главе

1. В качестве объектов исследований при проведении испытаний и измерений в лабораторных условиях, промышленных и полупромышленных экспериментов, выступают базовый, три опытных и новый химический состав горячекатаной ДФМС.

2. Для построения термокинетических диаграмм испытания выполняются на деформационно-закалочном дилатометре DIL 805 A-D. Пластометрические испытания при однократном и дробном нагружении выполняются на установке Hydrowedge II. Также данная установка задействована при моделировании последеформационного воздушного охлаждения перед началом душирования на отводящем рольганге ШСГП.

3. Методики испытаний разработаны в соответствии с особенностями и функциональными возможностями каждой из используемых для проведения исследований установок.

4. Использованы стандартные методики, приведенные в технической документации и открытой литературе, а также современные приборы и входящее в их состав программное обеспечение для проведения комплекса металлографических исследований проб металла и механических испытаний, стандартных образцов на растяжение при комнатной температуре.

ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ТЕПЛОВОГО СОСТОЯНИЯ ПО ТОЛЩИНЕ МЕТАЛЛА В ЛИНИИ НШПС

3.1 Обзор методов решения температурной задачи в линии НШПС

Снижение температуры полосы за время прокатки происходит главным образом за счет контактного теплообмена с прокатными валками, излучением тепла с поверхностей раската и конвективного теплообмена с окружающей средой. Кроме этого, имеют место контакты поверхностей раската с водой, устройствами гидросбива окалины, а также системами принудительного охлаждения раската в межклетевых промежутках чистовой группы ШСГП (см. Рисунок 78).

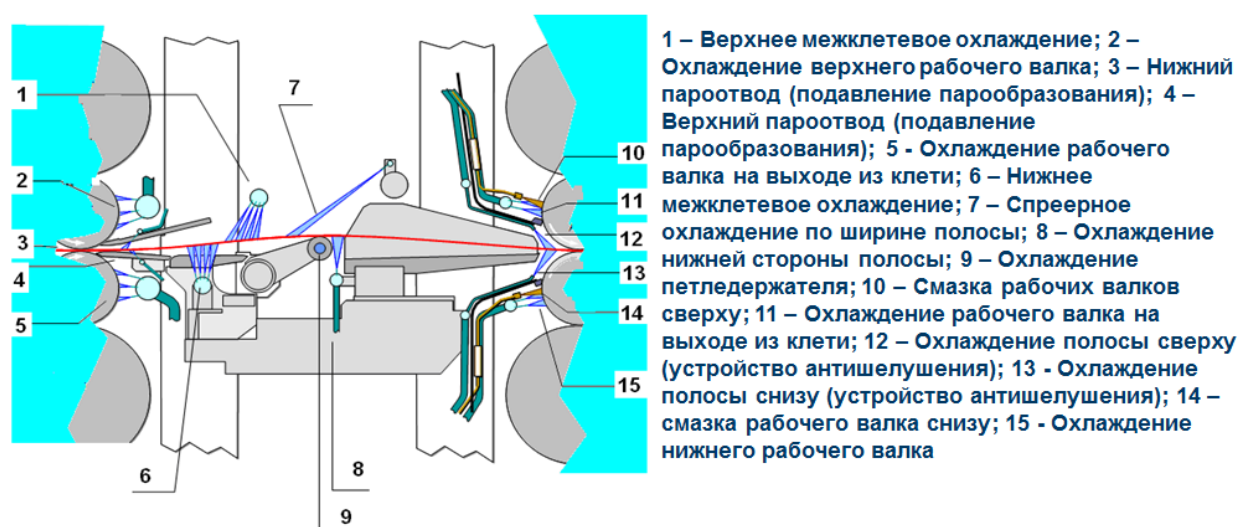


Рисунок 78 – Межклетьеовое оборудование чистовой группы ШСГП

В условиях отводящего рольганга потери тепла полосой осуществляются за счет излучения, конвекции, а также за счет теплопередачи воде, подаваемой на поверхность полосы из установок принудительного охлаждения. Теплопередача воде зависит от способа ее подачи на полосу, который зависит от конструктивных особенностей УУО полосы. В настоящее время существуют два вида УУО ламинарного типа [135-138].

- установки, обеспечивающие подачу воды на полосу в виде сплошной плоской струи из коллекторов охлаждения щелевого типа;

- установки, обеспечивающие подачу воды на полосу в виде цилиндрических струй из коллекторов охлаждения струйного типа (см. Рисунок 79).

Значительный объем исследований в области воздушного и жидкостного охлаждения высокотемпературного металла выполнен в работах В.Г. Лабейша [139-141,

107]. Время непосредственного контакта охлаждающей воды, поступающей из коллекторов в виде струй, с полосой составляет менее 10^{-8} с. После контакта между струей воды и поверхностью полосы образуется паровая пленка, а процесс теплообмена характеризуется режимом пленочного кипения. Плотность теплового потока в области пятна растекающейся водяной струи составляет около 10^7 [139].

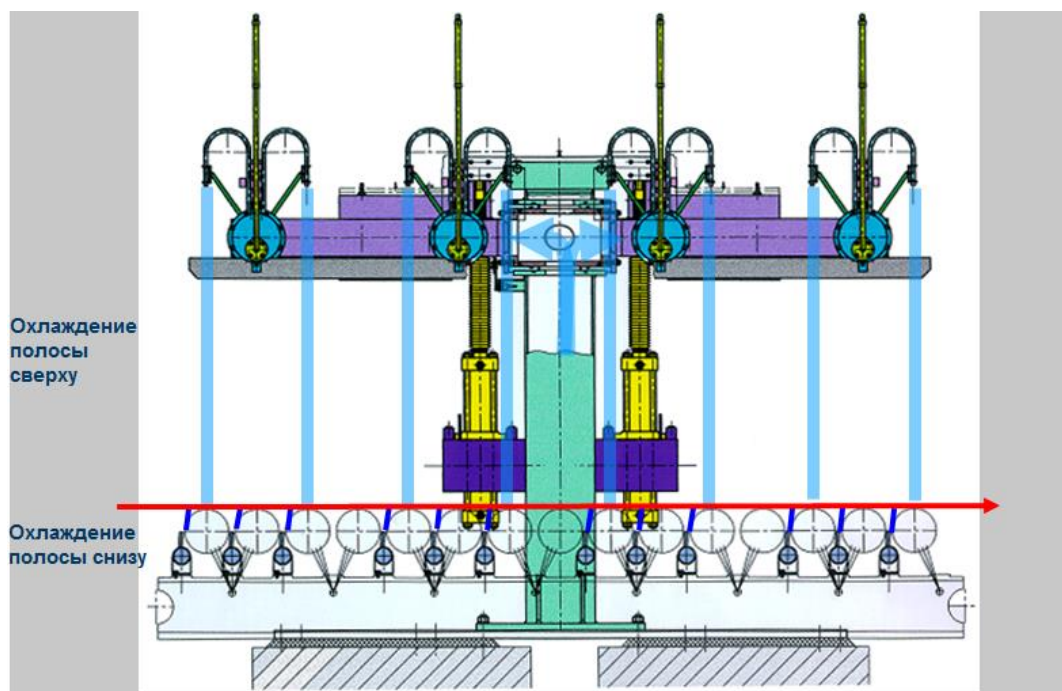


Рисунок 79 – Ламинарное охлаждение полосы в виде цилиндрических струй из коллекторов охлаждения струйного типа

Исследование теплового состояния металла в линии ШСПП является сложной, многофакторной задачей и возможно только с применением математического моделирования.

Существуют два направления решения температурной задачи в линии ШСПП [142]. Одно из них базируется на статистическом анализе экспериментальных исследований температур полос, другое – на теоретических зависимостях процесса теплопередачи.

Сущность статистического метода состоит в создании с помощью регрессионного анализа сравнительно простых зависимостей между технологическими параметрами, полученными в процессе экспериментальных исследований на конкретном объекте. Статистические модели отражают конкретные условия и соответствуют определенным

диапазонам изменения параметров прокатки, что ограничивает их применение тем ШСП, для которого модель построена. Статистические методы не позволяют рассчитывать температуру металла в зависимости от параметров прокатки на тех участках стана, где температура не контролируется измеряющими приборами или ее измерение технически невозможно, что делает их непригодными при решении теоретических задач.

Теоретический метод основан на описании физических процессов математическими уравнениями с определенной степенью допущений.

Теоретические модели можно разделить на две группы [143]:

- 1) использующие среднюю температуру полосы;
- 2) использующие решение уравнение теплопроводности по толщине полосы.

При расчете температуры по моделям первой группы решающее значение имеют коэффициенты теплоотдачи на различных этапах охлаждения металла. Главный недостаток моделей этой группы заключается в усреднении температуры по толщине полосы, что ограничивает их применение и снижает точность расчета при изменении толщины в широком диапазоне.

В моделях, основанных на использовании распределения температуры по объему металла, необходимо решать уравнение теплопроводности с соответствующими начальными и граничными условиями.

Метод решения температурной задачи прокатки, позволяющий рассчитывать распределение температуры по толщине полосы, основан на решении дифференциального уравнения теплопроводности, для решения которых может использоваться аналитический метод решения. Недостатком этого метода решения дифференциального уравнения нестационарной теплопроводности являются значительные математические затруднения при решении задач с переменными физическими свойствами материала и окружающей среды, с переменными во времени граничными условиями и учетом процессов, оказывающих влияние на тепловое состояние материала.

Другим способом решения температурной задачи прокатки с расчетом распределения температуры по объему металла является численное решение дифференциального уравнения теплопроводности, например, методом конечных разностей или методом конечных элементов. В работах [144-148] описаны математические модели расчета теплового состояния металла в линии стана горячей прокатки на основе решения уравнения теплопроводности методом конечных разностей. Математические модели теплового состояния металла в линии стана горячей прокатки,

основанные на решении дифференциального уравнения теплопроводности методом конечных элементов, представлены в работах [149-151].

В связи с развитием компьютерных технологий в настоящее время существуют программные комплексы для моделирования теплового и структурного состояний металла в линии листопрокатных станов горячей прокатки. Одним из которых является программа Hot Strip Mill Model (HSMM), разработанная компанией INTEG, США. На сегодняшний день при помощи данной программы созданы первые в России виртуальные модели прокатных станов [152], в том числе ШСП 2000 и реверсивного толстолистого стана 5000 ПАО «Северсталь», которые способны рассчитывать параметры структуры и механические свойства сталей в результате многопроходной деформации при переменных температуре, степени и скорости деформации, учитывая фазовые превращения при охлаждении. Применение подобных программных комплексов для проведения научных исследований затруднено вследствие действующей на них лицензии. Недостатками программных комплексов являются сложность адаптации моделей к условиям реальных промышленных объектов, невозможность использования заложенных математических моделей для иных целей, а также отсутствие возможности рассчитывать свойства сталей с учетом бейнитных превращений.

В данной главе разработана расчетная математическая модель теплового состояния металла на промежуточном рольганге, в чистовой группе клетей и на отводящем рольганге ШСП 2000 ПАО «НЛМК». Два блока «Моделирование охлаждения полосы на промежуточном рольганге и в чистовой группе» и «Моделирование охлаждения полосы на отводящем рольганге» являются вполне независимыми и допускают отдельную отладку, проверку и адаптацию. Математическая модель реализована в программном продукте Microsoft Excel.

3.2 Основные допущения и принципы численного метода решения, принятые при разработке математической модели

При разработке математической модели приняты ряд допущений.

1. Рассматривается одномерная нестационарная температурная задача, широко применяемая для решения задач прокатки. Температурное поле металла вычисляется только по толщине раската и полосы, передвигаясь во времени от заданного первоначального распределения температуры.

2. Начальное распределение температуры по толщине раската и полосы за чистовой группой задается согласно разработанной методике в работе [144], которая может быть применена для всех типов ШСГП (за исключением тех, на которых применяются свертывающие устройства на промежуточном рольганге).

3. Время разогрева панели экранирующей установки до максимальной температуры принято равным 60 секунд, согласно результатам работы [153], в ходе которой были разработаны теплоаккумулирующие экраны для ШСГП ПАО «НЛМК». Зависимость изменения температуры панелей экранов в процессе разогрева близка к параболическому виду. Распределение температуры по длине установки также принято параболическим, а тепловое состояние установки установившимся. Минимальная разница между температурами поверхности раската и панели экранирующей установки принята равной 40 °С.

4. Физические свойства металла (истинная теплоемкость c , теплопроводность λ и плотность ρ) рассчитываются по построенным в работе [144] регрессионным уравнениям для низкоуглеродистых сталей.

5. Разогрев металла за счет сил трения не предусмотрен.

6. Температура рабочего вала в каждой клети чистовой группы распределена равномерно по длине очага деформации и равна среднеарифметическому значению на входе и выходе из очага деформации. Температура вала на входе в очаг деформации принята равной 65-70 °С, согласно проведенным ранее результатам исследования в работе [154].

7. С целью упрощения расчета теплового состояния металла в очаге деформации коэффициент теплоотдачи между прокатываемой полосой и рабочими валками ($\alpha_{\text{вал}}$) принят равным 30000 Вт/(м² · К), что согласуется с исследованиями, проведенными в работах [151].

8. Коэффициент теплоотдачи от струи коллектора гидросбива ($\alpha_{\text{ГСО}}$) принят равным 15000 Вт/(м² · К) – среднее значение распределения коэффициента теплоотдачи в зоне контакта полосы со струей гидросбива окалины, согласно данным приведенным в работе [155].

Математическая модель базируется на определении пространственно-временного температурного поля полосы, которое находится путем решения одномерного уравнения нестационарной теплопроводности численным методом – методом конечных разностей:

$$\rho(T)c(T)\frac{\partial T}{\partial \tau} = \lambda(T)\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + q_v, \quad (9)$$

где ρ – плотность металла, кг/м^3 ; c – удельная теплоемкость металла, $\text{Дж/кг} \cdot \text{К}$; T – температура металла, К ; τ – время, с ; x – координата по толщине полосы, м ; q_V – удельная мощность тепловых источников, Вт/м^3 .

Целью решения является определение значений температуры T_i^j в узлах пространственной сетки (по толщине полосы) в момент времени τ_j :

$$T_i^j = T(x_i \tau_j), \quad (10)$$

В основе численного решения уравнения нестационарной теплопроводности используется неявная схема.

Потери тепла полосой в результате излучения, охлаждения водой и взаимодействия с окружающим воздухом и оборудованием стана описываются граничными условиями второго и третьего рода и для разностной схемы задаются в следующем виде:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = q + \alpha(T - T_{\text{ср}}), \quad (11)$$

где T – температура среды, q – плотность теплового потока, Вт/м^2 ; α – коэффициент теплоотдачи, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$.

Для нахождения значений T_i^j , во всех пространственных узлах $i = 1 \dots N + 1$ при известных значениях T_i^{j-1} методом прогонки решается система алгебраических уравнений с числом неизвестных $N+1$:

$$a_i T_{i+1}^j + b_i T_i^j + c_i T_{i-1}^j + d_i = 0, \quad (12)$$

где a , b , c и d – коэффициенты канонического представления системы уравнений с трехдиагональной матрицей.

3.3 Математическая модель теплового состояния металла на промежуточном рольганге и в чистовой группе НШПС

При расчете теплового состояния металла на промежуточном рольганге используются граничные условия, учитывающие потери тепла за счет излучения и конвективного теплообмена полосы с окружающим воздухом. Начальным условием для расчета выбранного сечения является контролируемая температура раската t_p .

При расчете температурного поля полосы в чистовой группе клеток ШСПП используются граничные условия, учитывающие потери тепла полосой за счет излучения,

конвективного теплообмена с окружающим воздухом и охлаждающей водой и теплоотдачи рабочим валкам.

Пространственная сетка раската за 5-ой клетью задается следующим уравнением:

$$x_i^p = \frac{(i-1)Hs}{Nk_i}, \quad 2 \leq i \leq \left(\frac{N}{2} + 1\right), \quad x_i = 0, \quad k_1 = H + s, \quad (27)$$

где x_i^p – координата пространственной сетки раската, H_p – толщина раската, мм; $s = 0,25H$ – коэффициент;

$$k_i = k_{i-1} - \frac{H}{\frac{N}{2}}, \quad (28)$$

Значение по формуле (27) отображается симметрично относительно точки x с индексом $(N/2+1)$. Пример сетки с количеством элементов $N = 34$ для полосы толщиной 32 мм представлен на Рисунке 80. Координата сечения по длине раската задается при его выходе из черновой группы клетей.

Пространственная сетка в чистовой группе клетей рассчитывается по формуле:

$$x_i^j = x_i^p \frac{h^j}{H_p}, \quad (29)$$

где x_i^p – координата пространственной сетки раската, мм; H_p – толщина раската, мм; h^j – толщина полосы в расчетной точке временной сетки, мм.

На Рисунке 81 показан пример расчета сетки по толщине полосы после прокатки в 6 и 7 чистовой клетях ШСГП 2000.

Начальное распределение температуры $t(x_i^p)$ по толщине раската H_p задается согласно следующим функциям, разработанным автором работы [144] при адаптации математической модели к условиям ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»:

- участок от 0 до $1/6H_p$

$$t(x_i^p) = \frac{6(t_{1/6} - t_n)}{H_p} x_i^p + t_n, \quad (30)$$

- участок от $1/6H_p$ до $5/6H_p$

$$t(x_i^p) = 4(t_{1/6} - t_c) \left(\frac{(x_i^p - H_p/6)^2}{(2H_p/3)} - \frac{x_i^p - H_p/6}{2H_p/3} \right) + t_{1/6}, \quad (31)$$

- участок от $5/6H_p$ до H_p

$$t(x_i^p) = -\frac{6(t_{1/6} - t_n)}{(H_p)} (x_i^p - H_p) + t_n, \quad (32)$$

где t_n – температура поверхности металла, контролируемая пирометром за 5-ой клетью, °C; $t_{\frac{1}{6}}$ – температура металла на расстоянии $1/6H_p$ от поверхности, °C; t_c – температура середины H_p , °C.

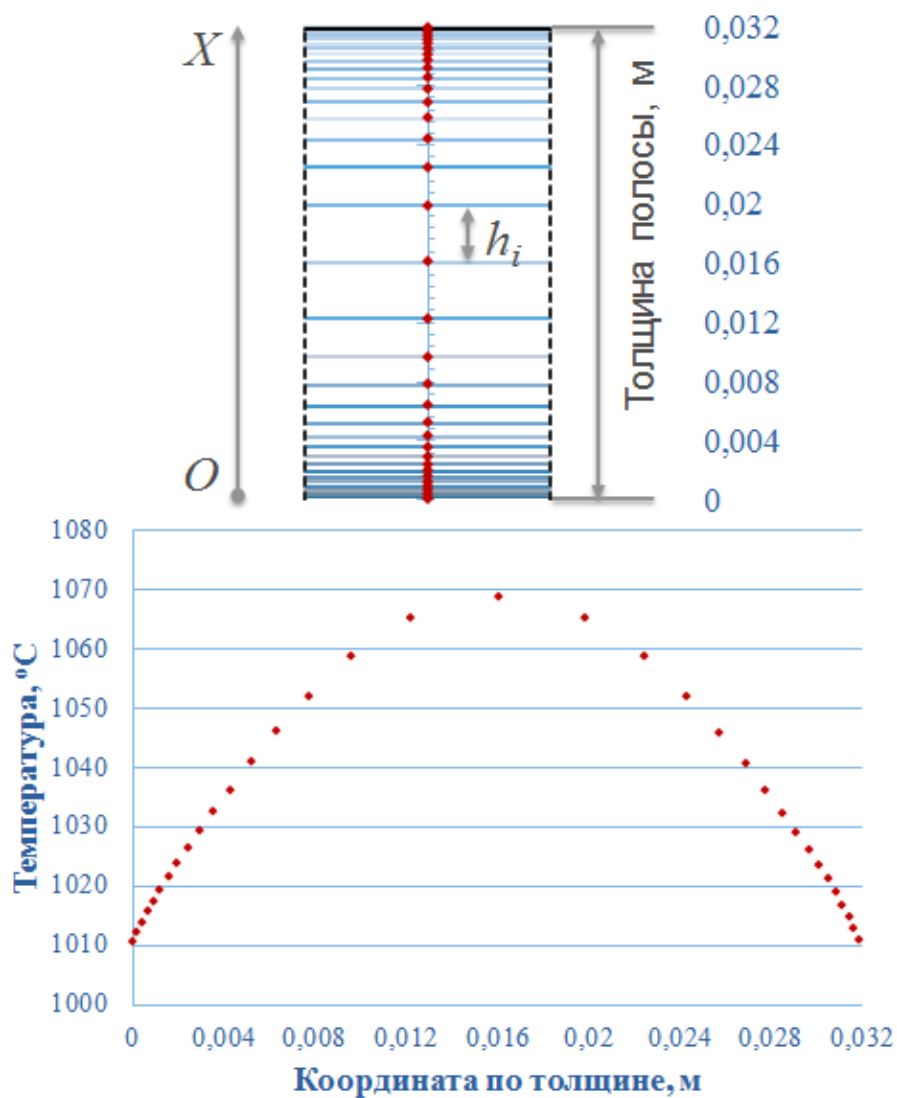


Рисунок 80 – Пример пространственной сетки по толщине раската и кривой распределения температуры по заданной сетке

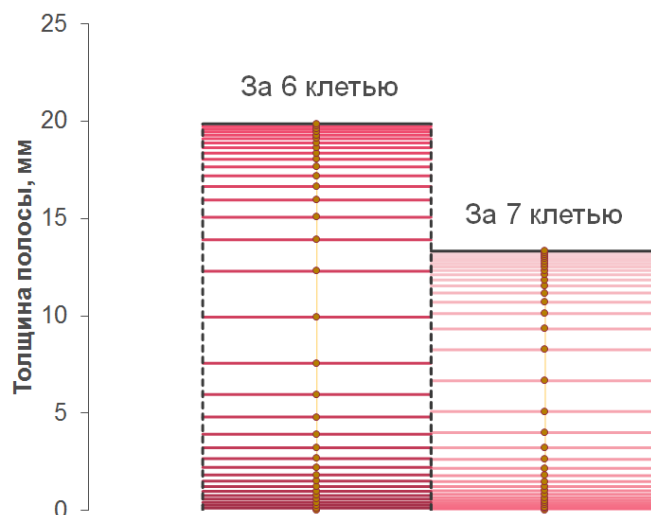


Рисунок 81 – Пример пространственной сетки по толщине полосы за 6 и 7 клетью

Температуры $t_{1/6}$ и t_c определяются по формулам:

$$t_{1/6} = \Theta_{1/6} t_{\text{п}}, \quad (13)$$

$$t_c = \Theta_c t_{\text{п}}, \quad (14)$$

где

$$\Theta_{1/6} = a t_n^b h_p^c H_p^d \tau^c [C]^f, \quad F = 78,38, R = 0,994; \quad (15)$$

$$a = 0,68295; b = 0,03894; c = 0,007619; d = 0,03595; e = -0,01177; f = 2,506 \cdot 10^{-4};$$

$$\Theta_c = a t_n^b h_p^c H_p^d \tau^c [C]^f, \quad F = 60,34, R = 0,992; \quad (16)$$

$$a = 0,51354; b = 0,07153; c = 0,02066; d = 0,04913; e = -0,01616; f = 2,788 \cdot 10^{-4}.$$

Временная сетка рассчитывается для каждой полосы индивидуально, в зависимости от скорости прокатки, пропорционально отрезкам, на которые разбита протяженность участков ШСГП. Прохождение сечения полосы в линии ШСГП от пирометра за 5 клетью до пирометра за 12 клетью осуществляется в постоянно изменяющихся тепловых и деформационно-скоростных условиях. Тем не менее, в линии стана можно выделить зоны, где эти условия неизменны некоторое время. Вся линия ШСГП может быть представлена в виде последовательности зон, где на рассматриваемое сечение полосы действуют неизменные тепловые условия. Схема разбиения промежуточного рольганга и межкальцевых промежутков чистой группы клетей (для верхней поверхности полосы) на шесть зон охлаждения полосы представлена на Рисунке 82. Смена одной зоны на другую обусловлена сменой граничных условий.

1) Зоны охлаждения на открытом воздухе (Зона I на Рисунке 82). Зоны такого типа имеют место при транспортировке раската по промежуточному рольгангу в местах,

где отсутствует тепловое экранирование раската. Кроме того, сюда относятся межклетьевые промежутки, где отсутствует либо отключено принудительное охлаждение коллекторами межклетьевого охлаждения. Схема расстановки граничных условий в процессе воздушного охлаждения полосы представлена на Рисунке 83. В качестве граничных условий для верхней и нижней поверхности полосы используется условие III рода.

При воздушном охлаждении верхней поверхности раската на рольганге расчет сводится к определению коэффициента теплоотдачи:

$$\alpha_v = \alpha_l + \alpha_k = \frac{\varepsilon_p \sigma_0 (T_{\text{п}}^4 - T_{\text{в}}^4)}{(T_{\text{п}} - T_{\text{в}})} + 4,39 V_{\text{п}}^{0,8} x_c^{-0,2}, \quad (17)$$

где α_l – коэффициент теплоотдачи излучением; α_k – коэффициент конвективной теплоотдачи; ε_p – степень черноты раската; $\sigma_0 = 5,67 \cdot 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$ постоянная Стефана-Больцмана; $T_{\text{п}}$ – температура поверхности металла, К ; $T_{\text{в}}$ – температура окружающего воздуха, К ; V – скорость полосы, $\text{м}/\text{с}$; x_c – координата сечения от переднего конца раската, м .

Коэффициент теплоотдачи с нижней поверхности раската в зоне охлаждения на открытом воздухе определяется по формуле (156):

$$\alpha_{\text{рол}} = \alpha_l^{\text{рол}} + \alpha_k = \frac{\varepsilon_{\text{пр}} \sigma_0 (T_{\text{п}}^4 - T_{\text{рол}}^4)}{(T_{\text{п}} - T_{\text{рол}})} + 4,39 V_{\text{п}}^{0,8} x_c^{-0,2}, \quad (18)$$

где $T_{\text{рол}}$ – температура рольганга, К ; $\varepsilon_{\text{пр}}$ – приведенная степень черноты.

Приведенная степень черноты системы «раскат-рольганг» вычисляется по формуле:

$$\varepsilon_{\text{пр}} = \frac{1}{\frac{1}{\varepsilon_{\text{м}}} + \gamma \left[\frac{1}{\varepsilon_{\text{рол}}} - 1 \right]}, \quad (19)$$

где $\gamma = 1$; $\varepsilon_{\text{рол}}$ – степень черноты поверхности рольганга, $\varepsilon_{\text{м}}$ – степень черноты металла.

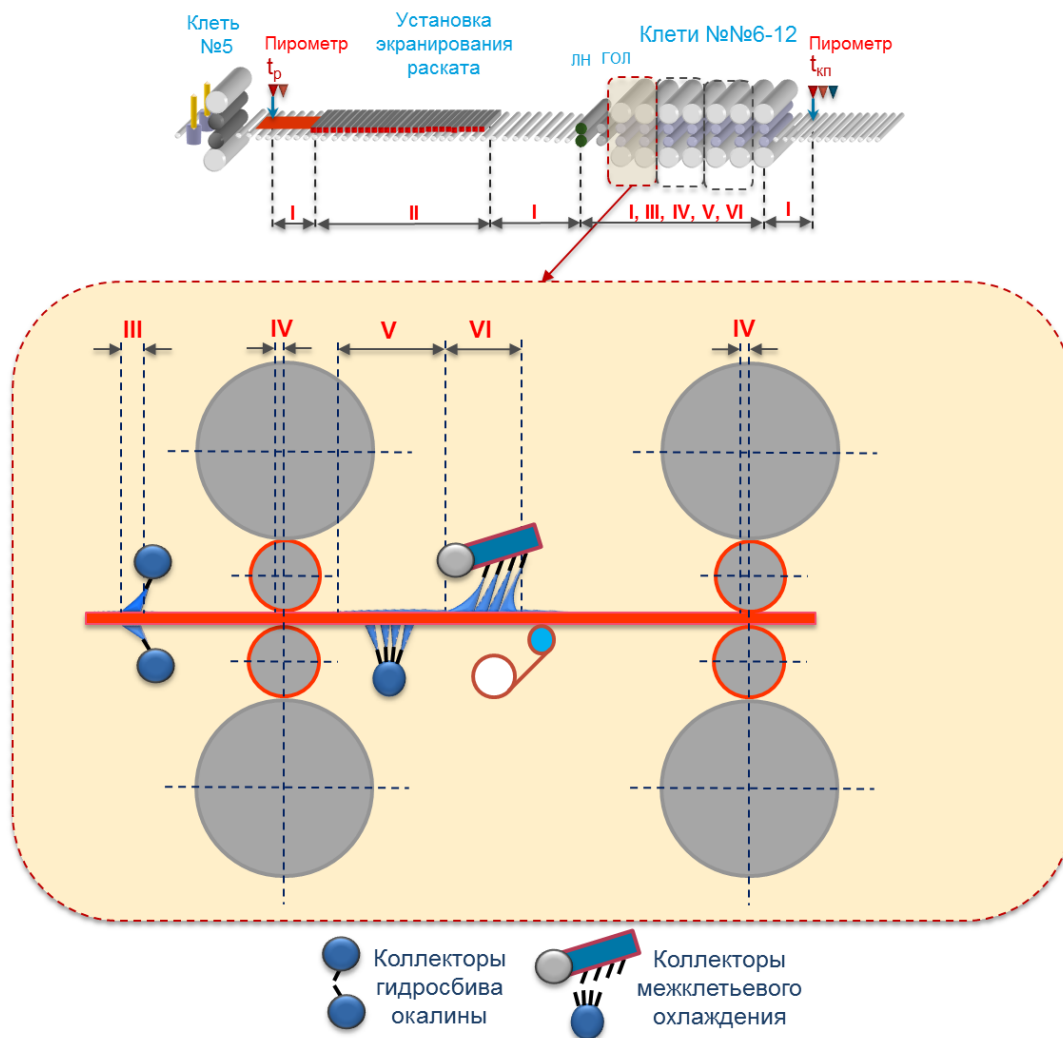


Рисунок 82 – Схема разбиения промежуточного рольганга и чистовой группы на зоны охлаждения

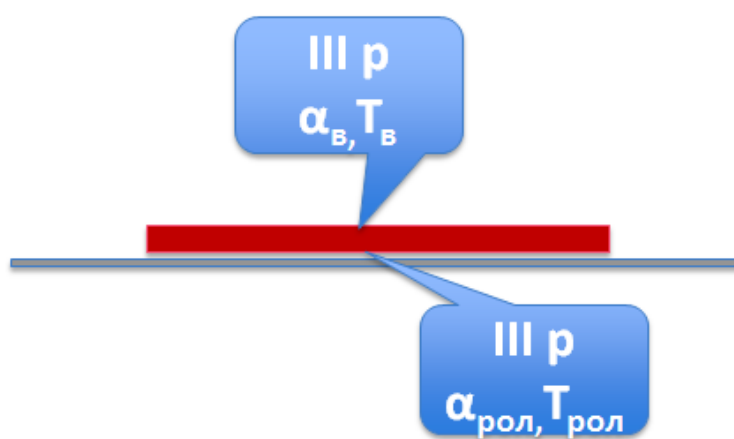


Рисунок 83 – Схема расстановки граничных условий при охлаждении сечения полосы на воздухе

2) Зоны охлаждения, расположенные под теплоотражающими экранами промежуточного рольганга (Зона II на Рисунке 82). Применение теплоотражающих экранов на промежуточном рольганге позволяет значительно уменьшить теплоотдачу с поверхности раската. Схема расстановки граничных условий для верхней и нижней поверхности полосы при опущенных панелях экранирующей установки представлена на Рисунке 84.

В случае применения экранирования раската на промежуточном рольганге коэффициент теплоотдачи определяется по формуле:

$$\alpha_{\text{экр}} = \alpha_{\text{л}}^{\text{экр}} + \alpha_{\text{к}} = \frac{\varepsilon_{\text{пр}} \sigma_0 (T_{\text{п}}^4 - T_{\text{экр}}^4)}{(T_{\text{п}} - T_{\text{экр}})} + 4,39 V_{\text{п}}^{0,8} x_c^{-0,2}, \quad (20)$$

где $\varepsilon_{\text{пр}}$ – приведенная степень черноты; $T_{\text{экр}}$ – температура экранирующей поверхности, К.

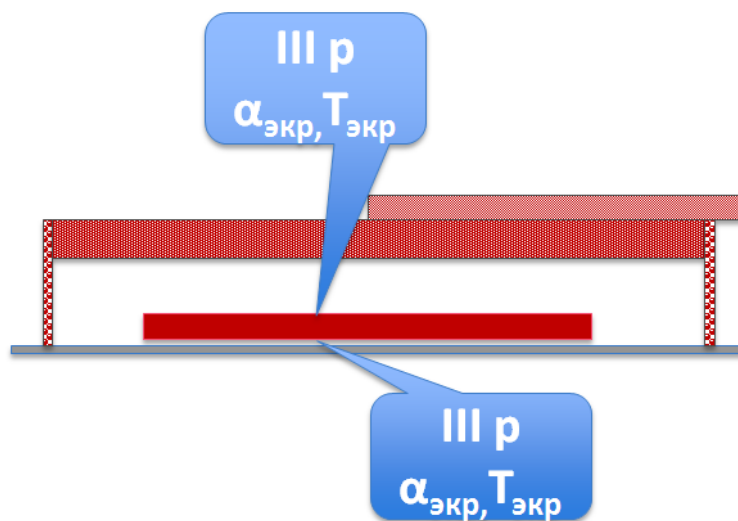


Рисунок 84 – Схема расстановки граничных условий в месте, где расположены теплоотражающие экраны на промежуточном рольганге

Приведенная степень черноты системы «раскат-экран» вычисляется по формуле [39], используя степень черноты экранирующей поверхности $\varepsilon_{\text{экр}}$, при этом коэффициент γ рассчитывается согласно следующей зависимости:

$$\gamma = \frac{B_p + 2H_p}{B_{\text{эф}}}, \quad (21)$$

где B_p – ширина раската; $B_{эф}$ – «эффективная» ширина экрана, соответствующая равномерному распределению тепла по ширине экранирующей поверхности, м; H_p – толщина раската.

Величина $B_{эф}$ вычисляется по формуле:

$$B_{эф} = \frac{B_p I_{3b}}{I_b} = \frac{B_p \frac{\int_0^{3b} k H_b^2 I(x) dx}{B_p}}{\frac{\int_{B_p}^{2B_p} k H_b^2 I(x) dx}{B_p}} = \frac{B_p \int_0^{3b} I(x) dx}{\int_{B_p}^{2B_p} I(x) dx}, \quad (22)$$

где I_{3b} и I_b – интенсивность излучения на участке протяженностью равной $3B_p$ и B_p соответственно; k – коэффициент; H_b – воздушный зазор между раскатом и экранирующей поверхностью; $I(x)$ – функция интенсивности излучения.

Температура экранирующих панелей определяется по формуле [153]:

$$T(l) = T_L(l) + T_\tau(\tau, l), \quad (23)$$

где $T_L(l)$ – слагаемое, учитывающее распределение температуры по длине экранирующей установки; $T_\tau(\tau, l)$ – слагаемое, учитывающее изменение температуры вследствие разогрева; l – координата по длине установки; τ – время теплового взаимодействия раската и панели экранирующей установки;

$$T_L(l) = 4(T_{min} - T_{max})\left(\frac{l^2}{4L^2} - \frac{l}{2L}\right) + T_{min}, \quad (24)$$

$$T_\tau(\tau, l) = 4(T_{max} - T_p + \Delta T)\left(\frac{\tau^2(l)}{4\tau_{pg}^2} - \frac{\tau(l)}{2\tau_{pg}}\right), \quad (25)$$

где T_p – температура поверхности раската; L – длина экранирующей установки; T_{min}, T_{max} – минимальная и максимальная температуры экранирующей установки во время паузы; ΔT – минимальная разница между температурами поверхности раската и панели экранирующей установки принята константой (40 °C); τ_{pg} – время разогрева панели экранирующей установки до максимальной температуры принята константой (60 сек.).

3) Зоны охлаждения водой, поступающей из коллектора охлаждения. Зоны такого типа расположены в месте действия устройства гидросбива окалины (ГСО) – III зона, а также коллекторов межклетьевого охлаждения (МКО) – V и VI зона (см. Рисунок 82). Охлаждение полосы водой описывается пятью схемами расстановки граничных условий, которые представлены на Рисунке 85. В качестве граничных условий используются условия II и III рода.

Расчет охлаждения полосы от воды, подаваемой из коллекторов ГСО (схема 2 на Рисунок 85) и МКО (схема 1, 3, 4 на Рисунок 85) чистовой группы клеток сводится к определению коэффициента теплоотдачи: $\alpha_{\text{МКО}}$ – коэффициент теплоотдачи от струи коллектора МКО; $\alpha_{\text{ГСО}}$ – коэффициент теплоотдачи от струи коллектора ГСО. С целью упрощения расчета $\alpha_{\text{ГСО}}$ принят константой (15000 Вт/м²К), взятой из источника [155].

Система МКО чистовой группы ШСП ПАО «НЛМК», оснащена коллекторами спрейерного типа. Коэффициент теплоотдачи между спрейерной струей воды и поверхностью металла зависит от значительного количества факторов (типа и диаметра сопла, расхода и давления воды и т.д.), которые подробно освещены в работе [157]. Поэтому коэффициент $\alpha_{\text{МКО}}$ определяется по эмпирическим формулам, которые взяты из работ [158-159]:

$$\alpha_{\text{МКО}} = 7095W^{0.75}T_{\text{п}}^{-1.2} + 116,3, \quad W > 30 \frac{\text{л}}{\text{м}^2 \cdot \text{с}}, \quad (46)$$

$$\alpha_{\text{МКО}} = 190 + \tanh\left(\frac{W}{8}\right) \left\{ 140W \left[1 - \frac{W\Delta T}{72000} \right] + 3,26\Delta T^2 \left[1 - \tanh\left(\frac{\Delta T}{128}\right) \right] \right\}, \quad (47)$$

$$W > 30 \frac{\text{л}}{\text{м}^2 \cdot \text{с}},$$

где W – это удельный расход охлаждающей воды, л/(м² · с); $T_{\text{п}}$ – температура поверхности металла, °С.

$$\Delta T = T_{\text{п}} - T_{\text{воды}}, \quad (48)$$

где $T_{\text{воды}}$ – температура охлаждающей воды, °С.

Расчет охлаждения верхней поверхности полосы слоем стекающей воды (V зона на Рисунке 82) при включенных коллекторах МКО, согласно 5-ой схеме расстановки граничных условий, сводится к определению плотности теплового потока $q_{\text{сл}}$. Формула для расчета $q_{\text{сл}}$ согласно работе (139) представляет собой следующую зависимость:

$$q_{\text{сл}} = 1,25 \cdot 10^5 w_{\text{сл}} [1 + 1,22 \exp(-0.019 l_{\text{сл}}/h_{\text{сл}})], \quad (49)$$

где $w_{\text{сл}}$ – скорость стекания воды с поверхности полосы, м/с; $l_{\text{сл}}$ – путь, проходимый водой при стекании с полосы, м; $h_{\text{сл}}$ – толщина слоя воды, м.

Скорость стекания охлаждающей воды с поверхности полосы определяется по формуле:

$$w_{\text{сл}} = \sqrt{gh_{\text{сл}}}, \quad (50)$$

где g – ускорение свободного падения, м/с².

4) Зоны очага деформации. Зоны такого типа расположены в очагах деформации окапиноломателя и семи клетках чистовой группы – IV зона на Рисунке 82. В качестве граничных условий используются условия III рода, схема расстановки граничных условий показана на Рисунке 86.

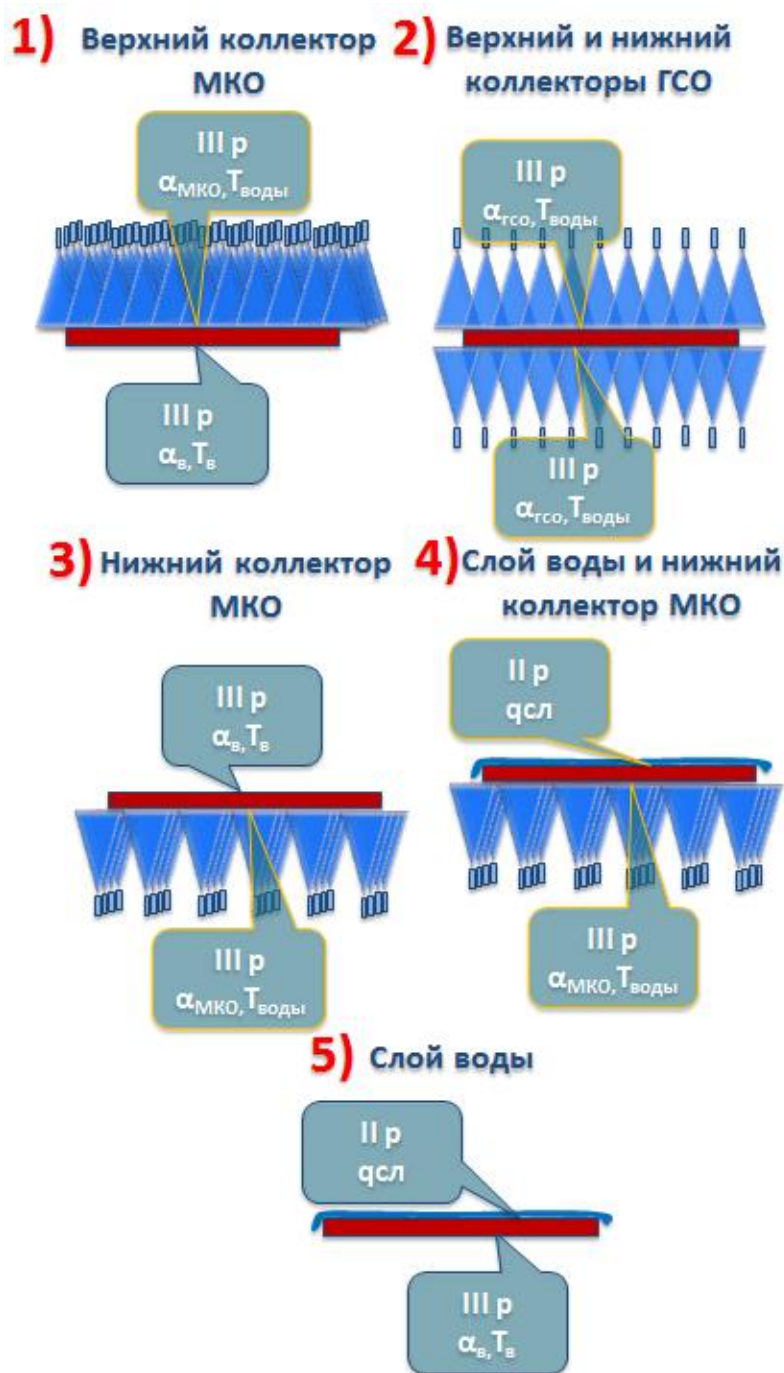


Рисунок 85 – Схема расстановки граничных условий в зонах охлаждения водой чистовой группы

Очаг деформации

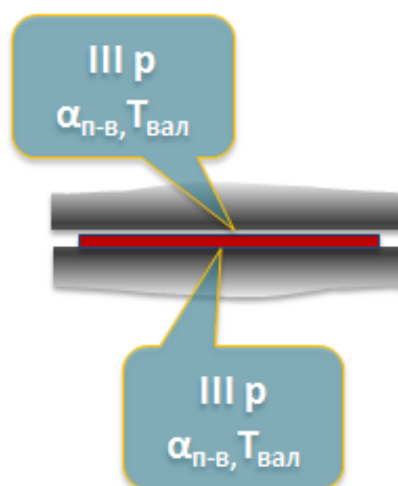


Рисунок 86 – Схема расстановки граничных условий зон, расположенных в очагах деформации

Расчет охлаждения полосы от контакта с рабочими валками сводится к определению коэффициента теплоотдачи между прокатываемой полосой и рабочими валками $\alpha_{п-в}$, а также температуры поверхности валков $T_{вал}$. Коэффициент теплоотдачи $\alpha_{п-в}$ принят константой ($30000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$). Температура рабочих валков может быть задана следующими регрессионными уравнениями [144], полученными на основе результатов исследований в работе [160]:

- без подстуживания очага деформации

$$T_{вал} = -3,975 \cdot 10^{-6} \tau^4 + 1,064 \cdot 10^{-3} \tau^3 - 0,102 \tau^2 + 4,416 \tau + 36,1 + t_{исх}, \quad (51)$$

- с применением подстуживания очага деформации

$$T_{вал} = 2,297 \cdot 10^{-4} \tau^3 - 0,04353 \tau^2 + 2,863 \tau + 33,7 + t_{исх}, \quad (52)$$

где τ – время прокатки, сек; $t_{исх}$ – температура поверхности валка после паузы, °С; $T_{вал}$ – температура рабочих валков, °С.

Моделирование разогрева металла вследствие работы пластической деформации осуществляется заданием распределенных определенным образом по сечению раската тепловых источников (q_V^i). Согласно работе (161), распределение мощности тепловых источников по сечению раската пропорционально интенсивности деформации сдвига и подчиняется параболическому закону. Тогда функцию распределения мощности тепловых источников по толщине полосы можно записать в виде следующего выражения:

$$q_V^i(x) = \frac{3 \cdot \eta_{\text{вых}} \cdot \sigma_s \cdot \ln(h_0/h_1)}{\tau} \cdot \frac{\Gamma(x)}{(\Gamma_{\text{п}} + 2\Gamma_{\text{ц}})}, \quad (53)$$

где σ_s – сопротивление деформации, МПа; h_0 – толщина полосы на входе в очаг деформации, мм; h_1 – толщина полосы на выходе из очага деформации, мм; τ – время деформации, сек; $\Gamma(x)$ – функция распределения интенсивности деформации сдвига по толщине полосы; $\Gamma_{\text{п}}$ – интенсивность деформации сдвига по поверхности полосы; $\Gamma_{\text{ц}}$ – интенсивность деформации сдвига для центральной части полосы; $\eta_{\text{вых}}$ – выход тепла согласно работе [162], равный для стали 84÷88%, x – пространственная координата, мм.

Для параболического закона функция распределения интенсивности деформации сдвига по толщине полосы принимает вид:

$$\Gamma(x) = 4(\Gamma_{\text{п}} - \Gamma_{\text{ц}}) \left(\frac{x^2}{h_{\text{ср}}^2} - \frac{x}{h_{\text{ср}}} \right) + \Gamma_{\text{п}} \quad (26)$$

где $h_{\text{ср}}$ – средняя толщина полосы в очаге деформации, мм.

Средняя толщина полосы в очаге деформации вычисляется по формуле [163]:

$$h_{\text{ср}} = 1/3 (h_0 + 2h_1), \quad (27)$$

Распределение интенсивности деформации практически не зависит от толщины полосы на входе в очаг деформации, а зависит только от степени деформации и подчиняется параболическому закону, поэтому величины $\Gamma_{\text{п}}$ и $\Gamma_{\text{ц}}$ рассчитываются согласно предложенным в работе [145] зависимостям:

$$\Gamma_{\text{п}} = 0,9\varepsilon^2 + 1,6\varepsilon, \quad (28)$$

$$\Gamma_{\text{ц}} = 0,8\varepsilon^2 + 1,13\varepsilon, \quad (29)$$

где ε – относительная степень деформации по толщине полосы в клетки, ед.

Сопротивление металла деформации (σ_s) определяется по формуле (6), которая учитывает динамическое разупрочнение в процессе горячей деформации и неполное разупрочнения в последних проходах ШСГП для базового и нового химического состава ДФМС. При расчете сопротивления металла деформации (σ_s) принимается среднемассовая температура металла по сечению полосы в (j-1)-ый момент времени, которая рассчитывается по формуле:

$$t_{\text{ср.масс}}^j = \frac{\sum_{i=1}^N (T_i^j + T_{i+1}^j)(x_{i+1}^j - x_i^j)}{x_{N+1}^j}, \quad (30)$$

Скорость деформации определяется по формуле:

$$U = \frac{V_n \ln(h_0/h_1)}{l_d} = \frac{V_b(1+S) \ln(h_0/h_1)}{l_d}, \quad (31)$$

где V_n – скорость полосы, м/с; V_b – окружная скорость валков, м/с; S – опережение; h_0 – толщина полосы на входе в очаг деформации, мм; h_1 – толщина полосы на выходе из очага деформации, мм; l_d – длина очага деформации, м. Геометрические параметры очага деформации представлены на схеме Рисунка 87.

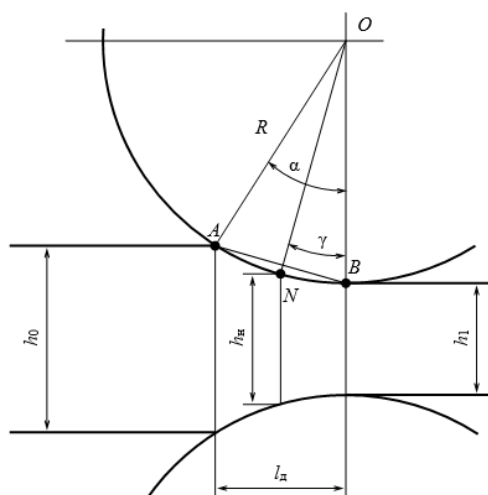


Рисунок 87 – Схема очага деформации

Величина опережения определяется по формуле Финка [164]:

$$S = \frac{2R_c}{h_1} \cos \gamma - 1(1 - \cos \gamma), \quad (32)$$

где R_c – радиус рабочего вала с учетом сплющивания, мм; γ – величина нейтрального угла, рад.

Упругая деформация валков приводит к увеличению дуги контакта металла с валком, в результате чего изменяются геометрические параметры очага деформации [164, 165]. При прокатке тонких широких полос упругое сплющивание оказывает существенное влияние на конечные размеры полосы и энергосиловые параметры процесса.

При расчёте усилия прокатки в последних двух-трёх клетях чистовой группы длина дуги контакта должна определяться с учётом упругого сплющивания валков, так как контактные напряжения высокие, а полоса сравнительно тонкая.

Упругое сплющивание валков учитывается формулой Хичкока [164, 165]:

$$x_2 = \frac{8(1 - \nu_b^2)}{\pi E_b} R \cdot p_{cp}, \quad (33)$$

где R – радиус вала, мм; x_2 – протяженность упругого участка очага деформации, мм; ν_B – коэффициент Пуассона материала валков; E_B – модуль упругости материала валков, МПа; p_{cp} – среднее контактное давление, МПа.

Длина дуги контакта металла с валком с учётом сплющивания определяется по формуле:

$$l_d = \sqrt{R\Delta h + x_2^2} + x_2, \quad (34)$$

где Δh – абсолютная деформация за проход, мм.

Упругая деформация валков R_c учитывается, зная радиус кривизны сплющенной поверхности валков:

$$R_c = R \left(1 + \frac{16(1 - \nu_B^2)p_{cp}l_d}{\pi E_B \Delta h} \right) \quad (35)$$

Увеличение радиуса валков, в результате сплющивания приводит к уменьшению угла захвата и увеличению длины дуги контакта.

Расчет среднего контактного давления выполнен по методике А.И. Целикова. Выражение для расчета среднего контактного давления записывается следующим образом [165, 166]:

$$p_{cp} = \frac{2\tau_T}{\Delta h} \left(\xi_3 \frac{h_0}{\delta - 2} \left[\left(\frac{h_0}{h_n} \right)^{\delta - 2} - 1 \right] + \xi_n \frac{h_1}{\delta + 2} \left[\left(\frac{h_n}{h_1} \right)^{\delta + 2} - 1 \right] \right), \quad (36)$$

где Δh – абсолютное обжатие; δ – параметр прокатки; h_n – высота нейтрального сечения; h_0 и h_1 – толщина полосы до и после деформации; ξ_3 , ξ_n – коэффициенты заднего и переднего натяжений ($\xi_3 = 1 - 0,5\sigma_3/\tau_T$, $\xi_n = 1 - 0,5\sigma_n/\tau_T$); σ_3 и σ_n – заднее и переднее удельные натяжения полосы; τ_T – предел текучести на сдвиг.

Высота нейтрального сечения может быть найдена по формуле:

$$h_n = \sqrt[2\delta]{\frac{\xi_3}{\xi_n} h_0^{\delta - 1} h_1^{\delta + 1}} \quad (37)$$

При этом отношение $\frac{h_n}{h_1}$ рассчитывается по формуле (165), (166):

$$\frac{h_n}{h_1} = \left[\frac{1 + \sqrt{1 + (\xi_3 \delta - 1)(\xi_n \delta + 1)(h_0/h_1)^\delta}}{\xi_n \delta + 1} \right]^{\frac{1}{\delta}} \quad (38)$$

Предел текучести на сдвиг вычисляется по следующей формуле:

$$2\tau_r = 1,15\sigma_s \quad (39)$$

Параметр прокатки определяется по формуле:

$$\delta = 2fl_d/\Delta h, \quad (40)$$

где f – коэффициент трения.

В расчётах принимается среднее значение коэффициента трения по очагу деформации и в отсутствии экспериментальных данных это значение необходимо принимать, используя справочные данные или эмпирические формулы различных авторов. Коэффициент трения определяется по зависимости предложенной М.А. Зайковым (163):

$$f = \frac{1,18}{1 + \mu} \cdot \left(1 - 0,42 \cdot \frac{t_m + 273}{1000}\right) \frac{1 - 0,4\sqrt{v_{cp}}}{1 + 1,35[C]} \cdot k_o k_b, \quad (41)$$

где $[C]$ – массовое содержание углерода, %; μ – показатель интенсивности нарастания реализованного (эффективного) коэффициента трения по мере удаления от нейтрального сечения; v_{cp} – средняя по дуге контакта скорость скольжения, м/с; k_o – коэффициент, учитывающий влияние окалины на контактное трение ($k_o=1$ для углеродистых сталей); k_b – коэффициент, учитывающий влияние материала и состояния рабочей поверхности валков ($k_b = 0,7 \div 0,8$ для чугуновых, закаленных, чисто обточенных валков).

Величина интенсивности нарастания эффективного коэффициента трения рассчитывается согласно следующим формулам:

$$\mu = 1 - 0,018 \cdot \frac{l_d}{h_{cp}} - 0,601 \left(\frac{l_d}{h_{cp}}\right)^{0,264}, \text{ при } \frac{l_d}{h_{cp}} \leq 4,5 \quad (70)$$

$$\mu = 1,3 \cdot 10^{-6} \left(\frac{l_d}{h_{cp}}\right)^{6,64}, \text{ при } \frac{l_d}{h_{cp}} > 4,5 \quad (71)$$

Средняя по дуге контакта скорость скольжения вычисляется по формуле:

$$v_{cp} = \frac{V_b}{3} \cdot \frac{\varepsilon}{1 - \varepsilon}, \quad (72)$$

где ε – относительная степень деформации, ед., V_b – окружная скорость валков, м/с.

3.4 Математическая модель теплового состояния металла на отводящем рольганге НШПС

Управление ступенчатым охлаждением и достижение требуемой температуры скотки горячекатаной полосы на отводящем рольганге ШСГП 2000 ПАО «НЛМК» осуществляется за счет включения заданного числа полусекций душирования установкой ускоренного охлаждения (УУО). Схема расположения УУО, оснащенной коллекторами струйного охлаждения, представлена на Рисунке 88. При включении системы охлаждения теплообмен с полосой осуществляется путем отвода тепла к струям воды, поступающим из верхних и нижних коллекторов, и к слою воды, стекающему с верхней поверхности полосы. Контроль температуры скотки осуществляется радиационными пирометрами, установленными на отводящем рольганге.

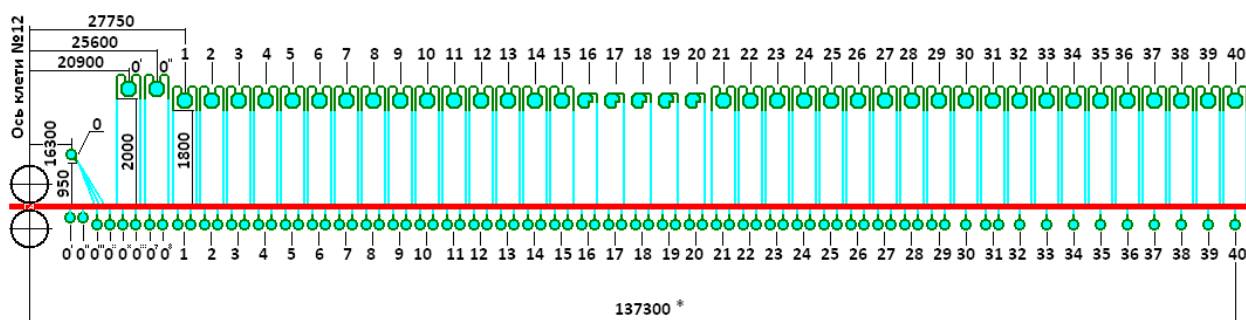


Рисунок 88 – Расположение полусекций УУО по длине отводящего рольганга

Расчет теплового состояния металла на отводящем рольганге производится аналогично расчету на промежуточном рольганге и в чистовой группе клетей. Временная сетка рассчитывается для каждого сечения полосы в зависимости от скорости полосы и протяженности расчетной зоны отводящего рольганга. Точки разбиения отводящего рольганга на расчетные зоны выбираются из условия смены граничных условий по мере транспортирования полосы к моталкам стана. Схема разбиения отводящего рольганга на четыре зоны охлаждения верхней поверхности полосы, представлена на Рисунке 89. При включении принудительного струйного охлаждения теплообмен с высокотемпературной полосой осуществляется путем отвода тепла к струям воды (зоны III, IV на Рисунке 89), поступающим из коллекторов (нижних и верхних), и к слою воды, стекающему с верхней поверхности полосы (зона II на рисунке). Зоны охлаждения на открытом воздухе (зоны I

Клеть №12

Установка ускоренного охлаждения

Моталки

$t_{кп}$

$t_{см}$

I, II, III, IV

II, III, IV

IV

При расчете теплового состояния металла на отводящем рольганге используются граничные условия, учитывающие потери тепла полосой при взаимодействии с окружающим воздухом (III род) и водой (II род), поступающей из водяных коллекторов установки ускоренного охлаждения, а также удельной мощности тепловых источников q_V^i , возникающих вследствие полиморфного превращения переохлажденного аустенита. Начальным условием для расчета выбранного сечения является контролируемая

радиационным пирометром температура конца прокатки $t_{\text{кп}}$. Возможные схемы расстановки граничных условий для рассчитываемого сечения полосы представлены на Рисунке 90.

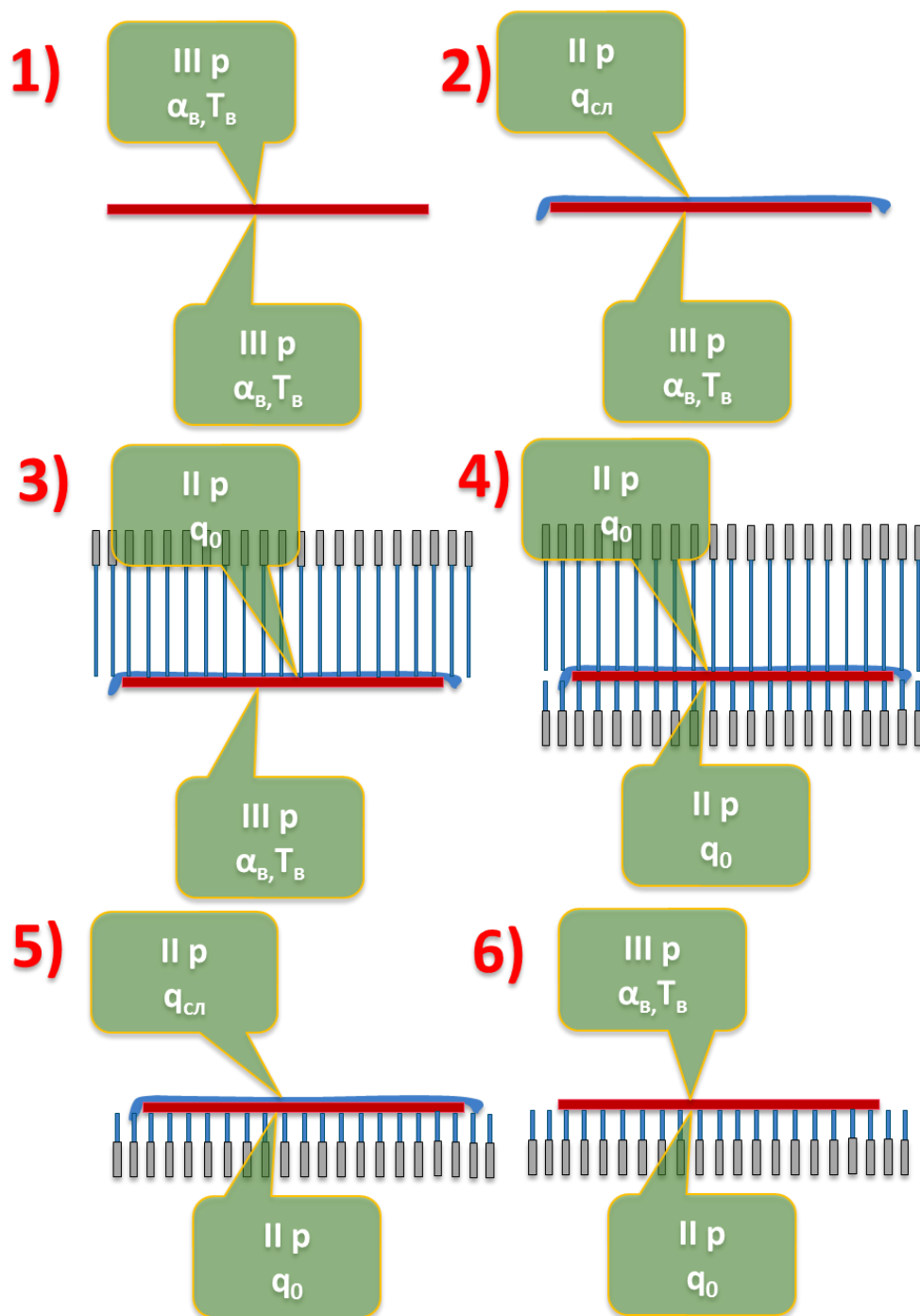


Рисунок 90 – Варианты схем граничных условий на отводящем ролганге ШСПП

Распределение начальной температуры $t_{\text{кп}}$ для расчетного сечения полосы принято параболическим и задается зависимостью предложенной в работе [144]:

$$t(x) = 4(t_{\text{кп}} - t_c) \left(\frac{(x_i^{\text{п}})^2}{h^2} - \frac{x_i^{\text{п}}}{h} \right) + t_{\text{кп}}, \quad (73)$$

где $x_i^{\text{п}}$ – координата по толщине полосы, мм; h – толщина полосы, мм; $t_{\text{кп}}$ – температура конца прокатки, °C; t_c – температура середины толщины, °C

$$t_c = \Theta_c t_{\text{кп}}, \quad (74)$$

где коэффициент Θ_c вычисляется согласно уравнению регрессии, которое имеет следующий вид:

$$\Theta_c = 0,9998 + 2,114 \cdot 10^{-7} t_{\text{кп}} - 9,28 \cdot 10^{-4} h + 2,156 \cdot 10^{-6} t_{\text{кп}} h, \quad (75)$$

$$F = 417,25, R = 0,9988.$$

При натекании на высокотемпературную поверхность водяной струи (зоны III, IV) нагрев охлаждающей жидкости локализуется в области течения вблизи поверхности. По мере удаления от оси плотность теплового потока уменьшается, и на расстоянии $5,6R_{\infty}$ влияние водяной струи на тепловое состояние полосы незначительно.

Плотность теплового потока, отводимого в растекающуюся жидкость, в критической точке (точка пересечения оси симметрии струи с поверхностью полосы) определяется из соотношения [139]:

$$q_0 = \frac{0,92 \cdot \lambda \cdot \Delta T_0 \cdot \sqrt{Pe}}{R_{\infty}}, \quad (76)$$

где λ – коэффициент теплопроводности воды, Вт/(м²К);

ΔT_0 – разница температуры кипения воды и текущей температуры, °C;

Pe – число Пекле;

R_{∞} – максимальный радиус действия струи, равный диаметру сопла, м.

$$Pe = \frac{\omega_{\text{ист}} \cdot R_{\infty}}{a}, \quad (77)$$

где $\omega_{\text{ист}}$ – скорость истечения воды из сопла, м/с;

a – коэффициент температуропроводности, м²/с.

$$\omega_{\text{ист}} = \frac{Q}{2 \cdot T_{\text{в}} \cdot \pi \cdot R^2}, \quad (78)$$

где R – диаметр сопла, м;

$T_{\text{в}}$ – температура воды, °C;

Q – расход воды, м³/с.

$$a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}, \quad (79)$$

где c – теплоемкость воды, Дж/(кг*К);

ρ – плотность воды, кг/м³.

Расход воды через коллектор определяется по формуле:

$$Q = a\sqrt{p}, \quad (80)$$

где a – коэффициент пропорциональности, p – давление в коллекторе, атм.

За пределами пятна контакта струи с полосой (зона II на Рисунок 89) на верхней поверхности полосы, охлаждение осуществляется слоем воды, стекающей с краев полосы под рольганг. При этом паровая пленка, образующаяся у высокотемпературной поверхности, играет роль своего рода смазки между полосой и слоем воды. Поэтому слой воды сравнительно слабо увлекается полосой. Отвод тепла к слою воды определяется его гидравлическими характеристиками – толщиной слоя и скоростью течения. За пределами пятен растекания струй охлаждение слоем воды становится основным на верхней поверхности листа на участке душирования.

Для расчета плотности теплового потока, отводимого слоем воды, использовались результаты работы, согласно которым, в интервале температур 20-50 °С, характерном для производственных условий, изменение температурного напора компенсируется соответствующим изменением теплофизических свойств жидкости. Таким образом, тепло, передаваемое слою воды, практически не зависит от ее температуры [139]. Тогда плотность теплового потока отводимого слоем стекающей воды определяется по формуле [139]:

$$q_{cl} = 1,25 \cdot 10^5 \cdot \omega_{cl} \cdot \left(1 + 1,22 \cdot \exp^{-0,019 \frac{l_{cl}}{h_{cl}}} \right), \quad (81)$$

где ω_{cl} – скорость течения слоя, м/с;

l_{cl} – путь, проходимый водой при стекании с полосы, м

h_{cl} – средняя толщина слоя воды, м.

$$h_{cl} = 1,5 \cdot \left[\frac{(B_{\kappa} \cdot \omega_{op})^2}{4 \cdot g} \right]^{0,33}, \quad (82)$$

где B_k – ширина коллектора, м;
 ω_{op} – скорость орошения, м/с;
 g – ускорение свободного падения, м/с².

$$\omega_{op} = \frac{Q}{B_k \cdot L_k}, \quad (83)$$

где Q – расход воды, м³/с;
 L_k – расстояние между патрубками коллектора, м.

$$\omega_{cl} = \sqrt{g \cdot h_{cl}} \quad (84)$$

$$l_{cl} = \frac{B_{пол}}{2\sqrt{2}}, \quad (85)$$

где $B_{пол}$ – ширина полосы, м.

Для повышения точности расчетов математической модели теплового состояния по толщине металла на участке отводящего рольганга необходимо учитывать выделение тепла вследствие полиморфного превращения переохлажденного аустенита в процессе ускоренного охлаждения.

Зависимости для расчета полиморфного превращения на отводящем рольганге взяты из работы [167]. Доля V_α образовавшейся α -фазы в результате превращения рассчитывается по формуле:

$$V_\alpha = 1 - \exp(-by^n), \quad (86)$$

$$y = \frac{A_{r3} - t^j}{A_{r3} - A_{r1}}, \quad (87)$$

$$b = -0.009A_{r3} + 14.521, \quad (88)$$

$$n = 0.018A_{r3} - 9.293, \quad (89)$$

где A_{r3} , A_{r1} – температура начала и окончания полиморфного превращения соответственно, °C; t^j – температура полосы на отводящем рольганге в j -ый момент времени, °C,

Удельная мощность разогрева полосы вследствие полиморфного превращения записывается в виде [144]:

$$q_V = \frac{136,93(V_\alpha^j - V_\alpha^{j-1})}{\tau^j - \tau^{j-1}}, \quad (90)$$

где τ – время, сек.

3.5 Результаты адаптации математической модели к промышленным условиям НШПС 2000 ПАО «НЛМК»

В ходе опытно-промышленной прокатки на НШПС 2000 ПАО «НЛМК» для базового и нового составов ДФМС, произведена адаптация двух блоков математической модели теплового состояния по толщине металла «Моделирование охлаждения полосы на промежуточном рольганге и в чистовой группе» (первый блок) и «Моделирование охлаждения полосы на отводящем рольганге» (второй блок).

Адаптация математической модели к промышленным условиям стана предусматривала сравнение расчетных и измеренных радиационным пирометром данных по температуре конца прокатки и температуре смотки полосы в рулон для первого и второго блока модели соответственно.

Адаптация математической модели сводится к минимизации относительной погрешности между расчетной и измеренной температурой металла, которая вычисляется по формуле:

$$\Delta_k = \frac{T_k^{\text{изм}} - T_k^{\text{рч}}}{T_k^{\text{изм}}} \cdot 100\%, \quad (91)$$

где $T_k^{\text{изм}}$, $T_k^{\text{рч}}$ – измеренная и расчетная температура металла соответственно, °C; k – номер расчетного сечения по длине полосы.

Общее количество полос в адаптационной выборке составило 2 для базового состава ДФМС (длиной 435, 438 м) и 4 для нового состава ДФМС (длиной 253-258 м). Расчеты производились в 4-5 точках по длине опытных полос.

В качестве исходных данных (см. Таблица 15) при адаптации математической модели служат технологические параметры прокатки, геометрические параметры полосы, химический состав стали, которые контролируются и записываются в электронном виде автоматизированной системой управления технологическим процессом (АСУ ТП) стана 2000. Пример исходных данных применительно к базовому и новому составу ДФМС представлен в Таблице 16 и 17, а также на Рисунке 91 и 92 соответственно.

В качестве оптимизируемых параметров первого блока модели на участках промежуточного рольганга и чистовой группы клеток приняты степень черноты металла и степень черноты панелей экранирующей установки. Сравнение расчетных и измеренных пирометром значений температуры конца прокатки после адаптации математической модели для базового и нового составов ДФМС представлено на Рисунок 93.

Относительная погрешность расчетной температуры конца прокатки не превышает 5 %, при этом количество расчетных сечений с ошибкой расчета более 20 °С для адаптационной выборки составляет 13,3%.

Таблица 15 – Исходные данные при адаптации двух блоков математической модели теплового состояния по толщине металла к условиям ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»

Параметры полосы	Химический состав базового и нового составов ДФМС
Толщина полосы, (Н) Ширина полосы, (В) Масса рулона, (М)	C, Mn, Si
Участок промежуточного рольганга	Участок чистовой группы клетей
Температура раската за 5-ой клетью (t_p) Признак экранирования раската (1,0) Толщина раската, H_p	Температура конца прокатки ($t_{кп}$) Скорость прокатки по клетям стана (V_i) Ускорение стана (a)
Участок отводящего рольганга	Координаты длины полосы, соответствующие показаниям измерительных приборов (X_c), м
Температура смотки, ($t_{см}$) Схема включения полусекций УУО Температура охлаждающей воды (t_v^{yo})	

Таблица 16 – Пример исходных данных при адаптации математической модели для базового состава ДФМС

Состав ДФМС	$H(X_c)$, мм	$B(X_c)$, мм	М, т	C, %	Mn, %	Si, %	$T_p(X_c)$	Экран
базовый	5,9	1509	30,74	0,065	1,08	0,37	1032	1
H_p , м	$V_{ол}$, м/с	V_6 , м/с	V_7 , м/с	V_8 , м/с	V_9 , м/с	V_{10} , м/с	V_{11} , м/с	$V_{12}(X_c)$, м/с
34,5	0,9	1,3	1,7	2,4	3,1	3,8	4,5	5,0
$T_{кп}(X_c)$, °С	$a(X_c)$	$T_{см}(X_c)$, °С	t_v^{yo}	X_c , м				
879	-0,022	375	36	40				

Хс, м	Номера секций установки ускоренного охлаждения																																								Тсм, °С	
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40		
Порядок работы секций 1-ая полоса																																										
40	1	3	5	7	9	11	13	15	17	19	21	23	25	27	29	31	33	35	37	39	41	43	45	47	49	51	53	55	57	59	61	63	65	67	69	71	73	75	77	79		
	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	22	24	26	28	30	32	34	36	38	40	42	44	46	48	50	52	54	56	58	60	62	64	66	68	70	72	74	76	78	80		
Расшифровка кода работы секции: 0 - выключенная полусекция душирования, 1 - включенная полусекция душирования, 2 - выведенная из работы полусекция душирования																																										

Рисунок 91 – Схема включения полусекций УУО для сечения $X_c = 40$ м базового состава ДФМС и полученная в результате измерения пирометром температура смотки

Таблица 17 – Пример исходных данных при адаптации математической модели для нового состава ДФМС

Состав ДФМС	$H(X_c)$, мм	$B(X_c)$, мм	М, т	С, %	Mn, %	Si, %	$T_p(X_c)$	Экран
новый	4,1	1261	9,92	0,084	1,51	0,5	995	1
H_p , м	$V_{ол}$, м/с	V_6 , м/с	V_7 , м/с	V_8 , м/с	V_9 , м/с	V_{10} , м/с	V_{11} , м/с	$V_{12}(X_c)$, м/с
35,3	0,5	0,7	1,1	1,6	2,3	3,0	3,6	4,2
$T_{кп}(X_c)$, °С	$a(X_c)$	$T_{см}(X_c)$, °С	$t_b^{УУО}$	X_c , м				
822	0,019	395	37	40				

Хс, м	Номера секций установки ускоренного охлаждения																																								Тсм, °С
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	
Порядок работы секций 1-ая полоса																																									
40	1	3	5	7	9	11	13	15	17	19	21	23	25	27	29	31	33	35	37	39	41	43	45	47	49	51	53	55	57	59	61	63	65	67	69	71	73	75	77	79	
	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	0	0	0	0	0	0	
	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	0	0	0	0	0	0	
	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	22	24	26	28	30	32	34	36	38	40	42	44	46	48	50	52	54	56	58	60	62	64	66	68	70	72	74	76	78	80	
Расшифровка кода работы секции: 0 - выключенная полусекция душирования, 1 - включенная полусекция душирования, 2 - выведенная из работы полусекция душирования																																									

Рисунок 92 – Схема включения полусекций УУО для сечения $X_c = 40$ м нового состава ДФМС и полученная в результате измерения пирометром температура смотки

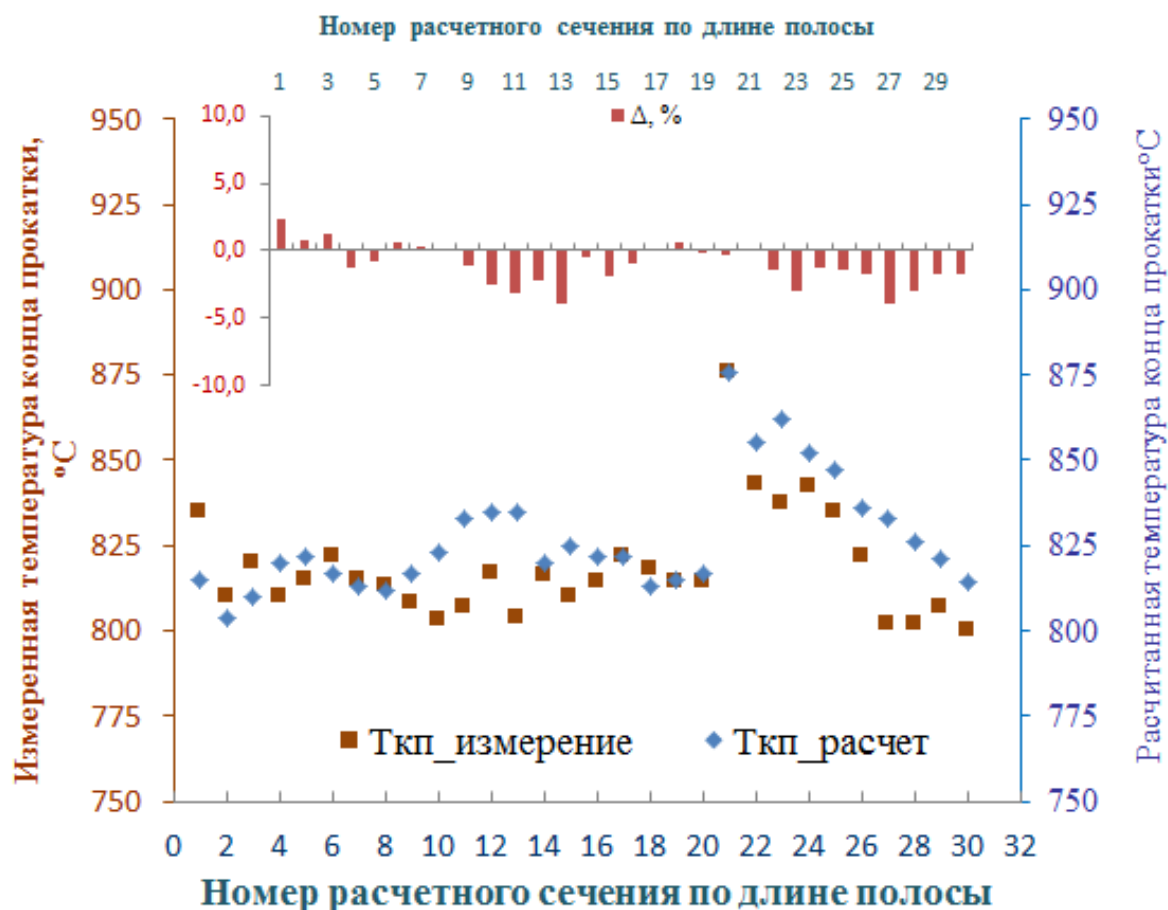


Рисунок 93 – Результаты сравнения расчетной и измеренной пирометром температуры конца прокатки в линии ШСГП 2000 ПАО «НЛМК» при проведении опытно-промышленной прокатки для нового состава ДФМС

Пример расчета теплового состояния сечения переднего конца полосы ($X_c = 40$ м) на участках промежуточного рольганга и чистовой группы клетей для базового состава ДФМС представлен на Рисунке 94. Кроме того, на данном рисунке показан пульт управления первым блоком математической модели теплового состояния по толщине металла с исходными данными для выполненного расчета.

Пульт управления первым блоком математической модели теплового состояния по толщине металла

Химический состав стали		Параметры раската за 5 клетью		Деформационный режим		Параметры полосы за 12 клетью		Начальная настройка чистовой группы клетей					
C, %	0,065	Температура за 5-ой клетью, °C	1032	Клеть	Толщина, мм	Ширина,мм	1509	Коллектора за клетью:	Межклетевое охлаждение			Гидросбив окалины	
Mn, %	1,08	Длина раската, м	74,4	5	34,50	Длина полосы, м	435		код работы секции	Qвrx_пс, м3/час	Qниз_пс, м3/час	Номер ГС	код работы ГС
Si, %	0,37	Скорость за 5 клетью, (м/с)	3,37	ОЛ	34,00	Сечение по длине плс, м	40	6	0	0	0	1	1
		Сечение на расстоянии от переднего конца раската, (м)	6,8	6	23,50	Скорость за 12 клетью , м/с	5,0	7	0	0	0	2	1
		Промежуточный рольганг		7	17,00	Скоростной режим прокатки		8	0	0	0		
		Применение экранирования	1	8	12,50	Заправочная скорость, м/с	4,7	9	0	0	0		
		Время транспортирования раската, с	55	9	9,60	Конечная скорость, м/с	5,1	10	0	0	0		
				10	7,80	Ускорение, м/с^2	0,013	11	0	0	0		
				11	6,50	Машинное время, с	30,8	Температура охлаждающей воды, C			30		
				12	5,90	Такт прокатки, с	10	Температура конца прокатки, C					
				Вытяжка λ, ед	5,8	Производительность, т/час	896	876					

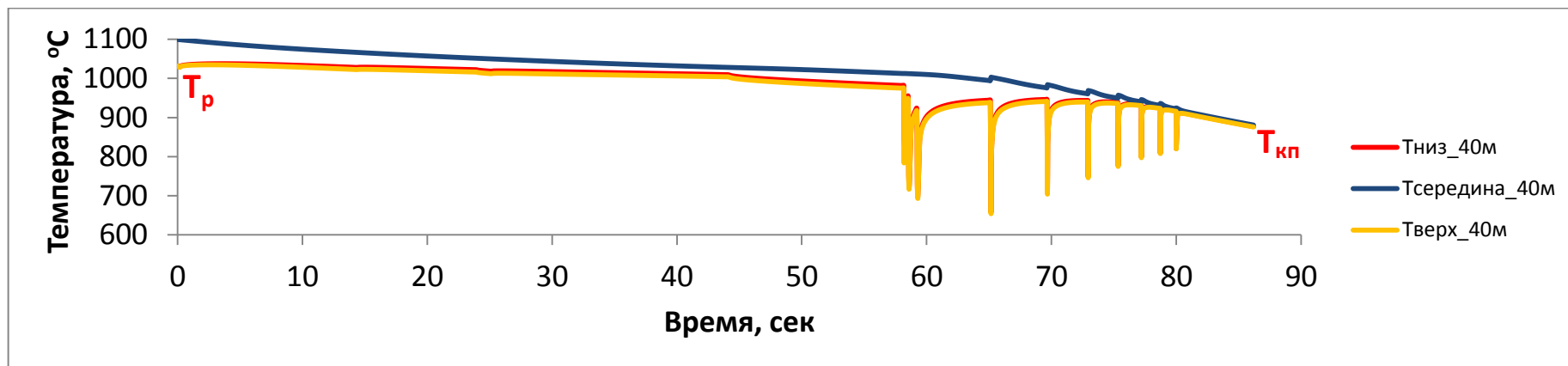


Рисунок 94 – Пример расчета теплового состояния сечения полосы (Xс = 40 м) типоразмером 5,9х1509 мм на участках промежуточной рольганг и чистовая группа ШСГП 2000 ПАО «НЛМК» для базового состава ДФМС

Расчет теплового состояния полосы на отводящем рольганге сводится к определению температуры смотки полосы, которая при адаптации модели сравнивается с измеренной температурой. В качестве оптимизируемых параметров второго блока модели приняты степень черноты металла и коэффициент пропорциональности формулы (80) для расчета расхода воды через коллектор. Результаты сравнительного анализа расчетной и измеренной температуры смотки представлены на Рисунке 95. Погрешность расчета не превышает 5% при температуре смотки выше 400 °С, что не превышает 25 °С. Однако при более низких температурах смотки погрешность расчета в некоторых расчетных сечениях увеличивается в два раза до 11%, что, как правило, обусловлено «зашумлением» охлаждающей водой измеренной температуры смотки, вследствие неудовлетворительной работы гидросдувов на отводящем рольганге.

Пример расчета теплового состояния сечения полосы ($X_c = 40$ м) при одноступенчатом режиме охлаждения на отводящем рольганге для базового состава ДФМС представлен на Рисунке 96. Пульт управления вторым блоком математической модели с исходными данными для расчета и расчетной температурой смотки, также представлены на Рисунке 96.

Выборка измеренной и расчетной температуры конца прокатки и температуры смотки, а также их погрешности полученные после адаптации первого и второго блока математической модели для исследуемых составов ДФМС представлены в Приложении Б – таблицы 1, 2. В Приложении Б на рисунках 1, 2 представлены рассмотренные для различных сечений по длине полос схемы работы секций душирующей установки, в ходе адаптации второго блока математической модели на участке отводящего рольганга ШСГП 2000.

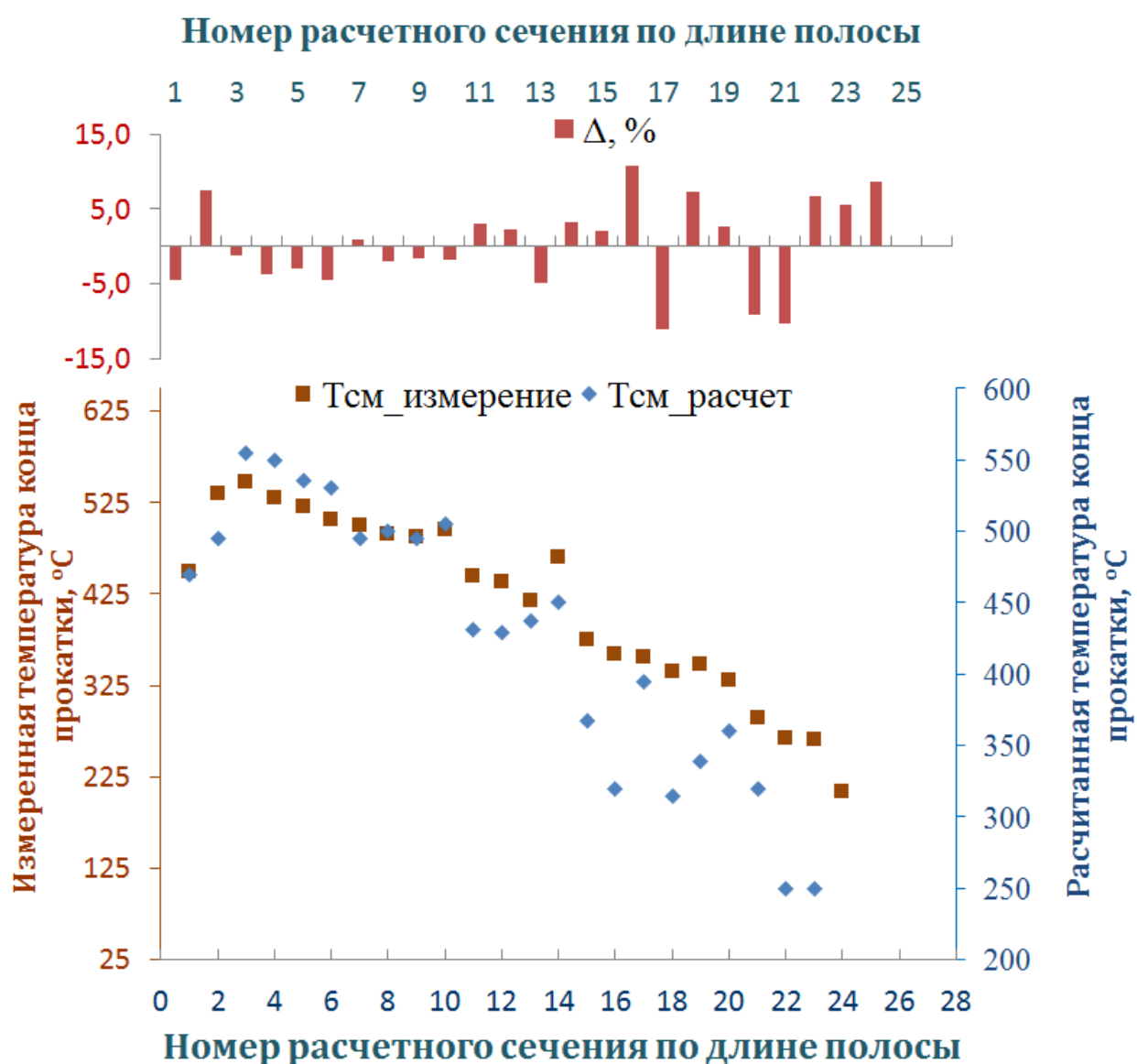


Рисунок 95 – Результаты сравнения расчетной и измеренной пирометром температуры
смотки на отводящем рольганге ШСГП 2000 ПАО «НЛМК» при проведении опытно-
промышленной прокатки на базовом и новом составе ДФМС

Пульт управления вторым блоком математической модели теплового состояния по толщине металла

С, %	Mn, %	Si, %	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	Т _{см} , °C
0,065	1,08	0,37	Коды работы верхних и нижних полусекций установки ускоренного охлаждения																																								
H, мм	B, м	a, м/с2	1	3	5	7	9	11	13	15	17	19	21	23	25	27	29	31	33	35	37	39	41	43	45	47	49	51	53	55	57	59	61	63	65	67	69	71	73	75	77	79	367
6,03	1509	-0,022	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1		
V12, м/с	Ткп, °C	Хс, м	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	
4,65	863	40	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	22	24	26	28	30	32	34	36	38	40	42	44	46	48	50	52	54	56	58	60	62	64	66	68	70	72	74	76	78	80	
tb, °C	Расшифровка кода работы секции: 0 - выключенная полусекция душирования, 1 - включенная полусекция душирования																																										
36																																											

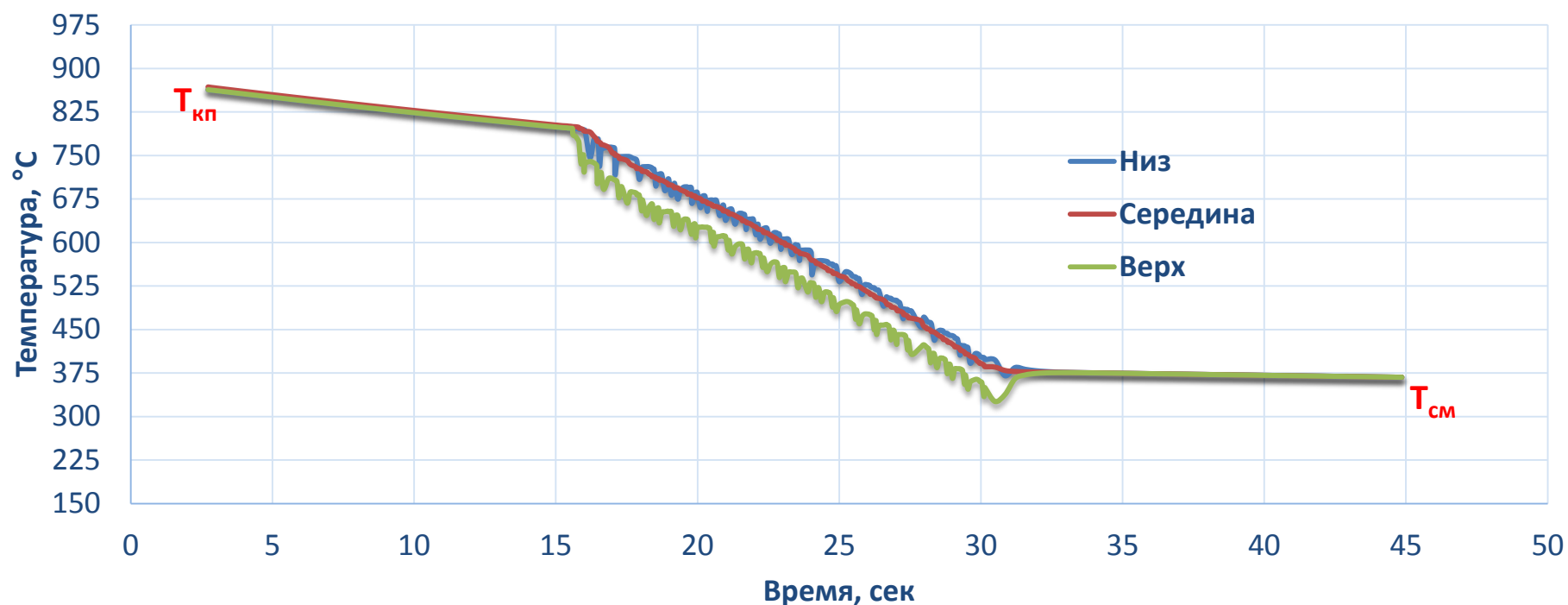


Рисунок 96 – Пример расчета теплового состояния сечения полосы ($X_c = 40$ м) на участке отводящего рольганге ШСГП 2000 ПАО «НЛМК» для базового состава ДФМС

3.6 Выводы по главе

1. Разработана расчетная математическая модель теплового состояния по толщине металла на промежуточном рольганге, в чистовой группе клетей и на отводящем рольганге ШСГП 2000 ПАО «НЛМК». Математическая модель базируется на численном методе определения одномерного уравнения нестационарной теплопроводности – методе конечных разностей.

2. Математическая модель учитывает применение экранирование раската на промежуточном рольганге, тепловыделение при пластической деформации в чистовой группе и изменение теплового баланса, обусловленное протеканием полиморфного превращения.

3. Отличительной особенностью в ходе моделирования процессов тепловыделения в чистовой группе клетей и на отводящем рольганге является учет зависимостей для определения сопротивления металла деформации, а также температур начала и окончания полиморфного превращения, полученных в ходе дальнейших лабораторных исследований для базового и нового составов ДФМС.

4. Проведена адаптация двух вполне независимых блоков математической модели теплового состояния по толщине металла, к условиям ШСГП 2000 ПАО «НЛМК». Погрешность расчета температуры конца прокатки и температуры смотки не превышает 5%. Однако при температуре смотки ниже 400 °С погрешность может возрастать вплоть до 11%, что вызвано увеличением погрешности в работе пирометра при пониженных температурах.

ГЛАВА 4 ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ПУТЕМ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ НА СОВРЕМЕННЫХ ЛАБОРАТОРНЫХ УСТАНОВКАХ

4.1 Построение термокинетических диаграмм и физическое моделирование ступенчатого охлаждения на базовом химическом составе ДФМС

4.1.1 Термокинетические диаграммы базового состава двухфазной стали

На базовом химическом составе ДФМС проведен комплекс лабораторных исследований на деформационно-закалочном dilatометре DIL 805 A-D (строились и анализировались ТКД) и установке Hydrowedge II (исследовалось влияние температуры конца прокатки и воздушной паузы перед началом принудительного охлаждения на соотношение структурных составляющих в стали).

ТКД фазовых и структурных превращений без деформации и с деформацией построены на основе анализа полученных dilatометрических кривых (приведены в Приложении В на рисунках 1-28), металлографических исследований структуры, а также результатов измерения микротвердости каждого из испытанных образцов (см. Рисунок 97). Откуда видно, что деформация расширяет область ферритного превращения, сдвигая линию начала полиморфного превращения вверх и влево, а линию окончания полиморфного превращения вниз. При этом сужается область бейнитного превращения на ТКД с деформацией, выявленные зависимости находят свое подтверждение в ходе анализа полученных металлографических снимков – доля феррита заметно преобладает на деформированных образцах по сравнению с термообработанными.

Для более детального анализа линии начала мартенситного превращения на ТКД с деформацией, проведен комплекс дополнительных металлографических исследований по выявлению мартенсита в базовом составе ДФМС. Результаты количественной оценки структурных составляющих, а также измерения твердости по Викерсу в образцах с разной скоростью охлаждения, представлены в Таблице 18. Полученные по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) металлографические снимки, во всем диапазоне скоростей охлаждения, представлены в Приложении В на рисунках 29-35.

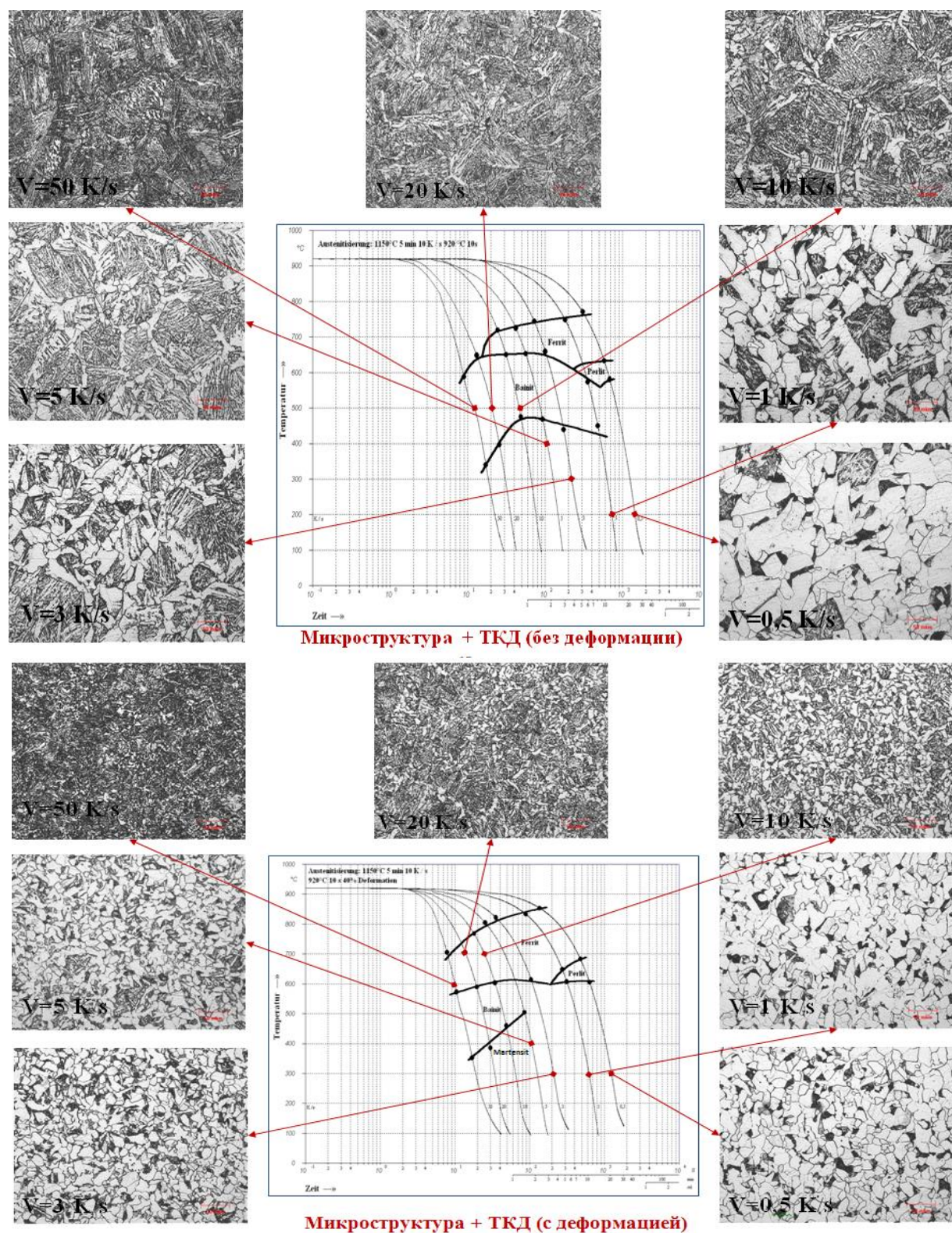


Рисунок 97 – Сопоставительный анализ микроструктуры образцов и построенных ТКД полученных после испытаний на закалочном и деформационном модулях дилатометра DIL 805A-D

Таблица 18 – Результаты металлографического анализа структуры и свойств деформированных образцов при построении ТКД

$V_{\text{охл}}, ^\circ\text{C/с}$	$v_{\text{ф}}, \pm 5 \%$	$v_{\text{м}}, \pm 5 \%$	$v_{\text{б}}, \pm 5 \%$	$v_{\text{п}}, \pm 5 \%$	$\text{HV}^1, \text{ед}$
0,5	82	-	-	18	127_{124}^{130}
1	80	<5	-	20	132_{126}^{140}
3	70	-	22	8	148_{144}^{156}
5	55	-	45	-	162_{160}^{166}
10	40	<5	60	-	186_{183}^{193}
20	15	-	85	-	213_{210}^{217}
50	-	-	100	-	245_{236}^{265}

$v_{\text{ф}}, v_{\text{м}}, v_{\text{б}}, v_{\text{п}}$ – доля феррита, мартенсита, бейнита, перлита соответственно; HV^1 – твердость по Викерсу с усилием индентора твердомера 1 кН.

Скорректированный вариант ТКД базового состава ДФМС после детального металлографического анализа и измерения твердости каждого из образцов представлен на Рисунке 98. На основании проведенных исследований необходимо отметить следующие особенности фазовых и структурных превращений, протекающих в базовом составе ДФМС:

- с увеличением скорости охлаждения уменьшается количество перлита и феррита, при этом увеличивается количество бейнита;
- появление бейнита и прекращение образования перлита происходит при скоростях охлаждения выше 3-5 $^\circ\text{C/с}$;
- при повышении скорости охлаждения от 5 $^\circ\text{C/сек}$ и выше прослеживается избыточное образование бейнитной (45%) структуры в стали, что подтверждается возрастанием микротвердости от 127 (феррито-перлитная структура) до 245 (бейнитная структура) ед по Викерсу;
- судя по результатам анализа дилатограмм и металлографии, реакция мартенситного превращения протекает неоднозначно в рассмотренном диапазоне скоростей охлаждения (не была определена линия Мн на ТКД) и в незначительной степени (объемная доля мартенсита не превышает 5 %).

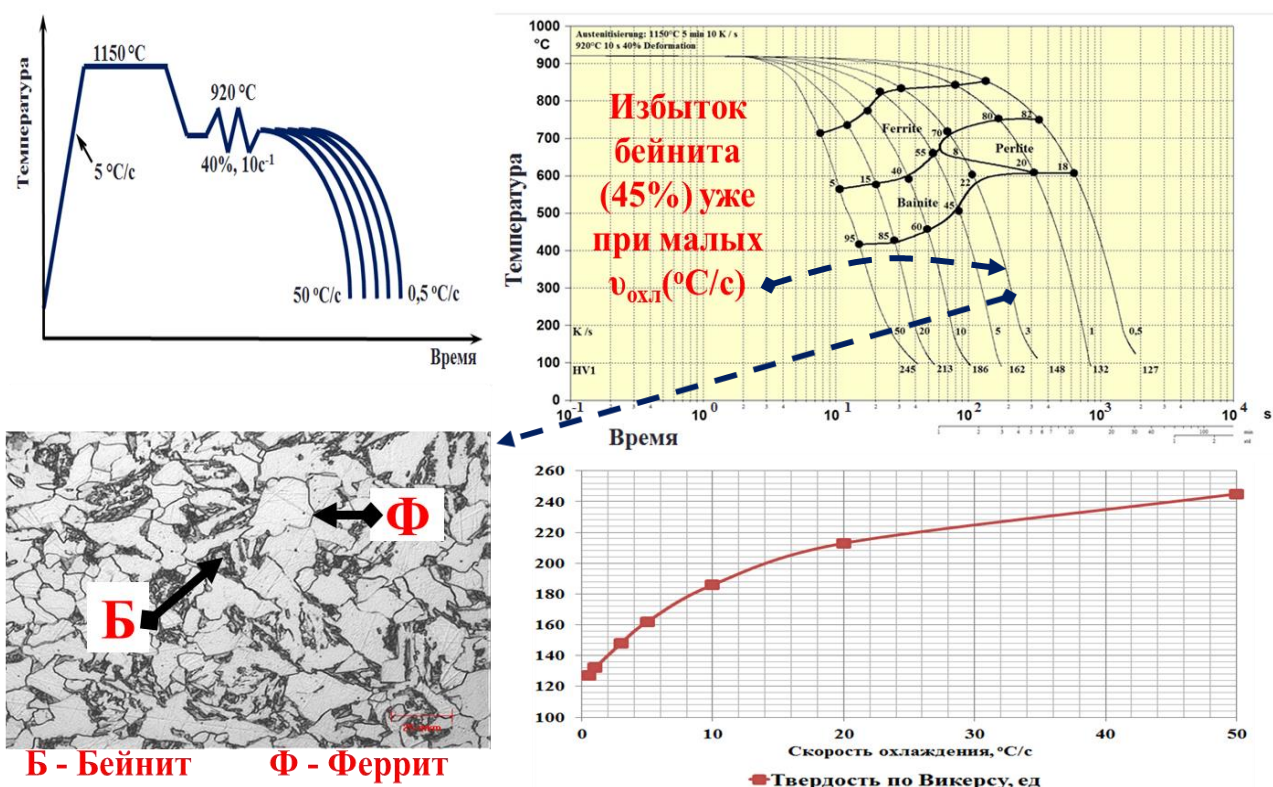


Рисунок 98 – Скорректированная ТКД базового химического состава ДФМС после дополнительных металлографических исследований

Построены регрессионные зависимости в программном продукте Origin 8.1 (входящего в состав комплекса Gleeble System 3800), для определения температуры начала A_{r3} и окончания A_{r1} полиморфного превращения для базового состава ДФМС (см. Рисунок 99):

$$A_{r3} = A_1 + \frac{A_2 - A_1}{1 + 10^{(k-x) \cdot p}}, R^2 = 0,99117; \chi^2 = 22,52049 \quad (92)$$

где τ – время, сек; A_1 , A_2 , k , p – коэффициенты уравнения регрессии; $A_1 = 722,84$; $A_2 = 845,63$; $k = 2,681$; $p = 1,84$; $x = \ln(\tau)$;

$$A_{r1} = A_1 + \frac{A_2 - A_1}{1 + 10^{(k-x) \cdot p}}, R^2 = 0,99117; \chi^2 = 22,52049 \quad (93)$$

где $A_1 = 566,42$; $A_2 = 753,78$; $k = 3,837$; $p = 1,08$; $x = \ln(\tau)$.

Полученные уравнения используются в формуле (90) для учета выделения тепла в базовом составе ДФМС, вследствие полиморфного превращения.

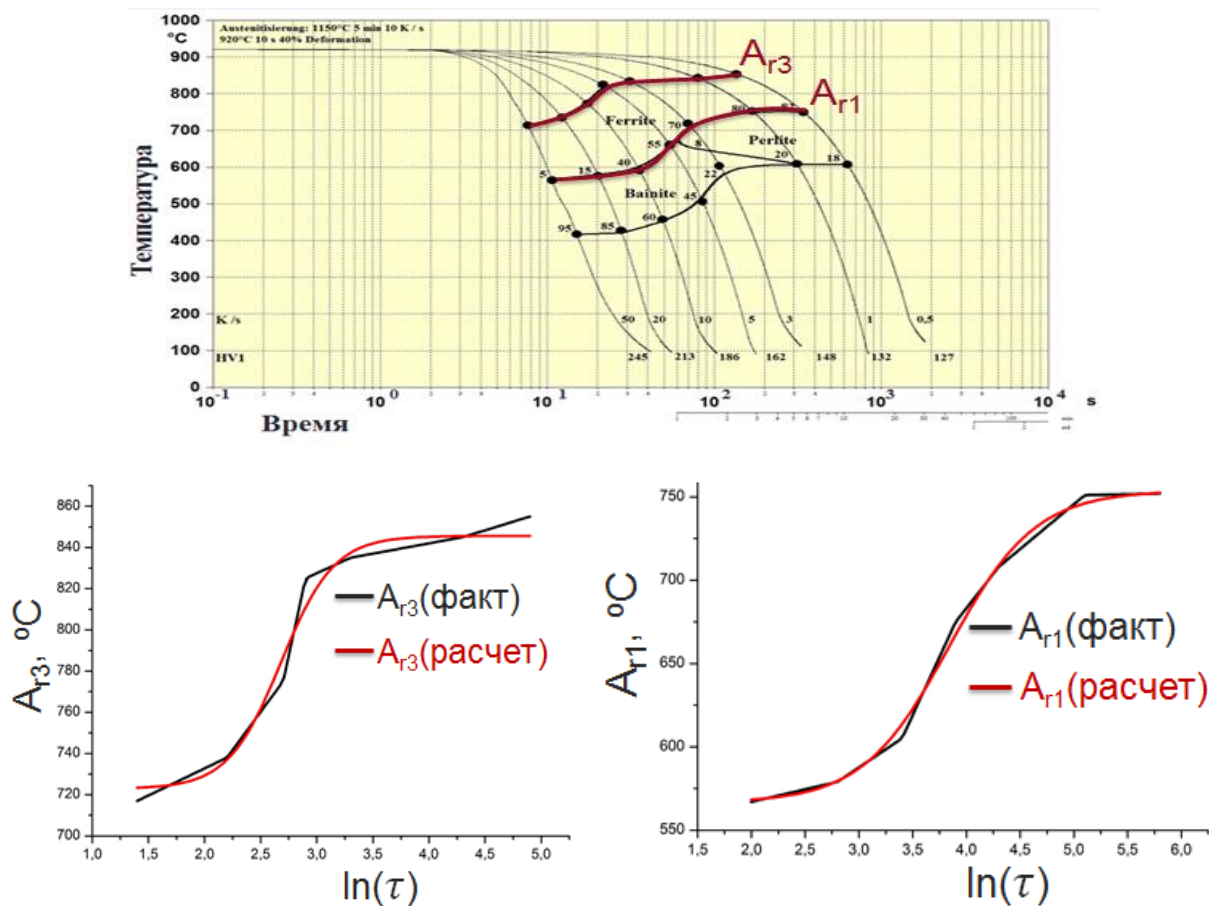


Рисунок 99 – Фактические и аппроксимированные (расчетные) кривые начала (A_{r3}) и окончания (A_{r1}) полиморфного превращения

4.1.2 Исследование влияния параметров ступенчатого охлаждения на формирование структуры и свойств базового состава ДФМС

Исследование влияния температуры конца прокатки и времени паузы перед началом ускоренного охлаждения на соотношение структурных составляющих и механических свойств базового состава ДФМС выполняли с использованием установки Hydrowedge II. Перечисленные параметры ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге реального ШСГП варьировали путем изменения температуры перед началом охлаждения ($T_{кп}$) и воздушной паузы после заключительного обжатия ($\tau_{п}$). Режим ступенчатого охлаждения после заключительного обжатия образца представляет собой произвольное охлаждение на воздухе, затем ускоренное охлаждение образца посредством подачи сжатого воздуха под давлением из имеющихся в камере форсунок до температуры

210-250 °С, после которой форсунки отключаются, и образец продолжает охлаждаться в воздушной среде до комнатной температуры.

В результате проведенных исследований на установке Hydrawedge II выявлены следующие основные закономерности:

- увеличение воздушной паузы ($\tau_{\text{п}}$) приводит к увеличению образования объемной доли феррита ($v_{\text{ф}}$) за счет уменьшения доли бейнитной составляющей (см. Рисунок 100, 101);

- объемная доля мартенсита ($v_{\text{м}}$) во всем интервале изменения воздушной паузы ($\tau_{\text{п}}$) и температуры конца деформации ($T_{\text{кп}}$) не превышает 7%, либо находится в пределах ошибки (см. Таблица 19);

- с увеличением температуры конца деформации ($T_{\text{кп}}$) объемная доля феррита ($v_{\text{ф}}$) в стали уменьшается, при этом прослеживается увеличение твердости (см. Таблица 19, Рисунок 101);

- максимальное количество феррита зафиксировано при $T_{\text{кп}}=850$ °С и $\tau_{\text{п}}=20$ сек (см. Рисунок 100 и Таблица 19).

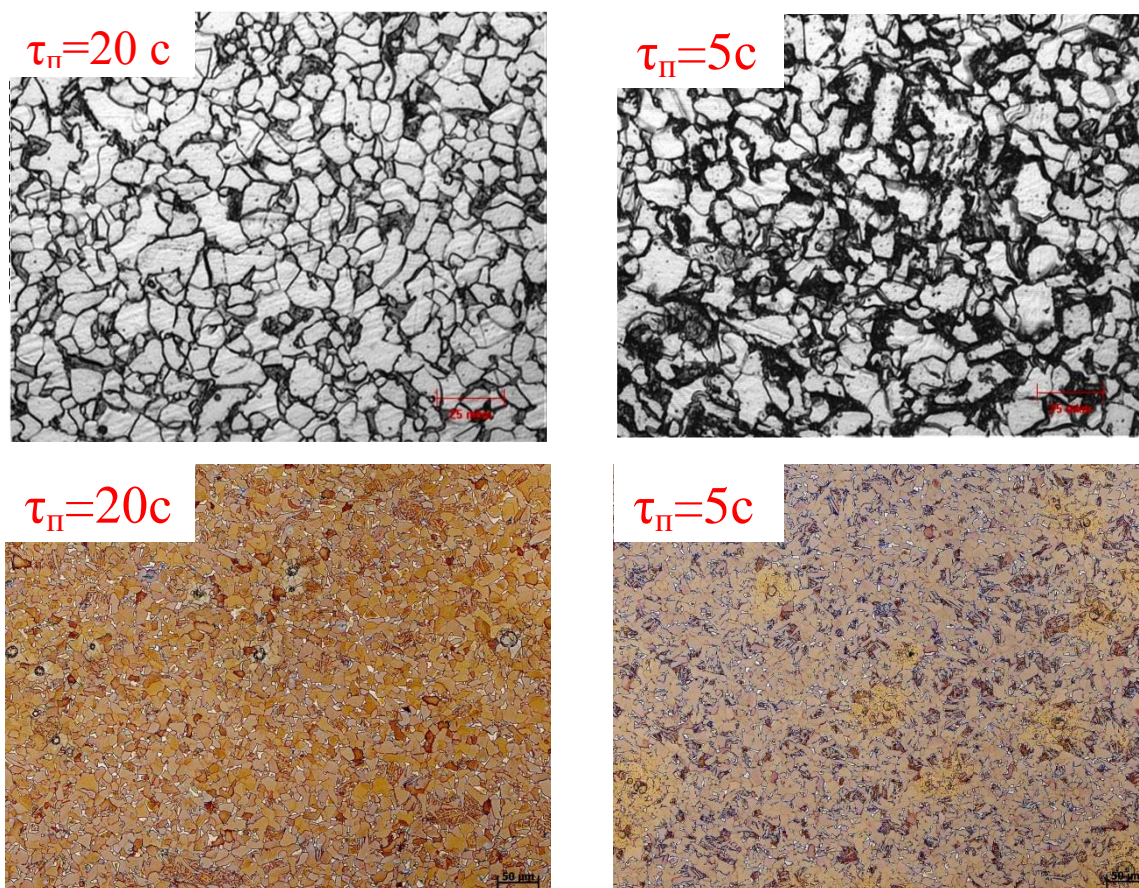


Рисунок 100 – Металлографические снимки образцов с разным временем паузы – $\tau_{\text{п}}$ и $T_{\text{кп}}=850$ °С, полученные по двум технологиям травления – на мартенсит (цветные снимки) и феррит (черно-белые снимки)

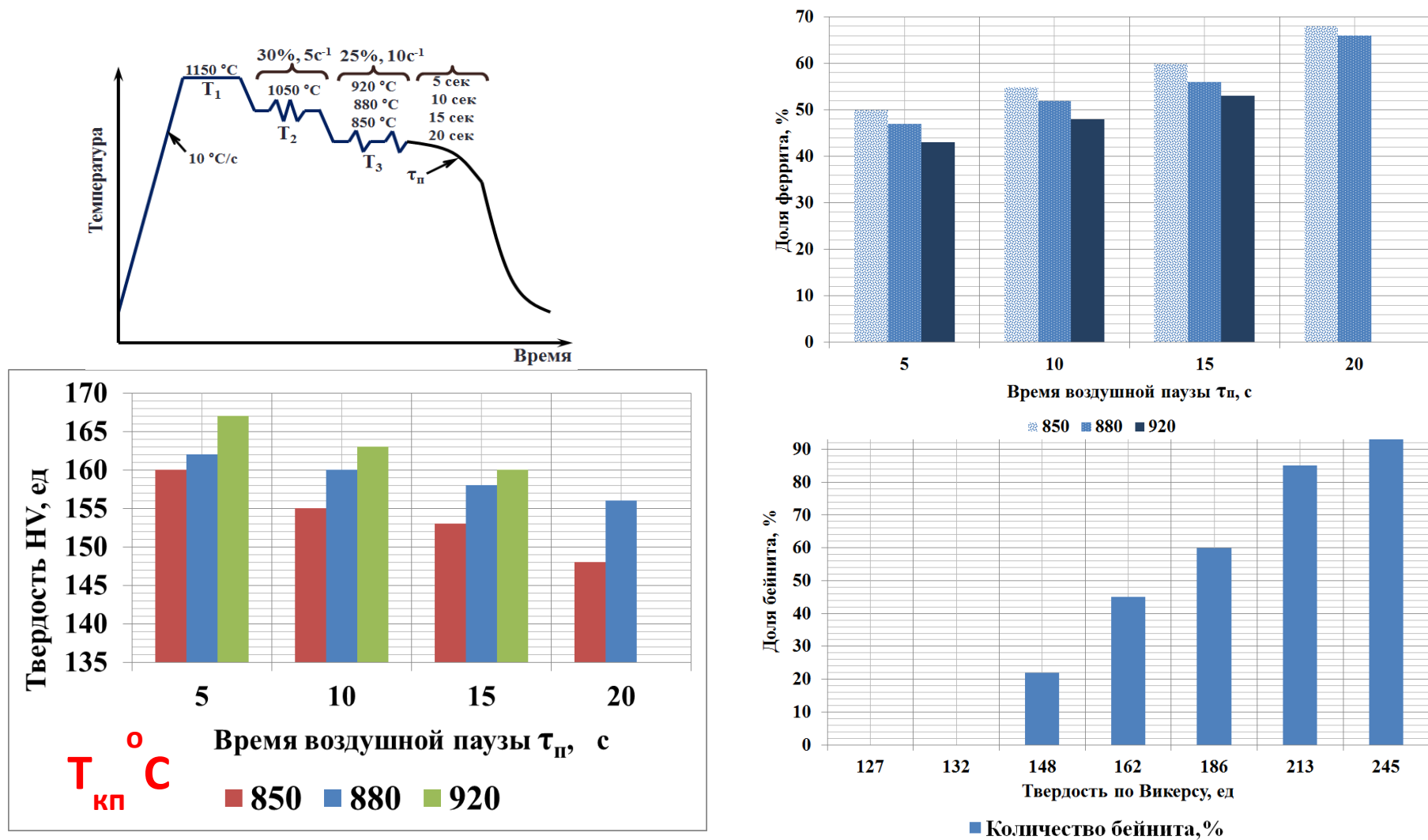


Рисунок 101 – Динамика изменения доли феррита и бейнита, а также измеренной твердости в зависимости от условий имитируемого ступенчатого охлаждения на установке Hydrowedge II

Таблица 19 – Обобщенные результаты анализа влияния параметров ступенчатого охлаждения на формирование структуры и свойств исследуемой стали

$T_{\text{кп}}, ^\circ\text{C}$	$\tau_{\text{п}}, \text{сек}$	$T_{\text{нуо}}, ^\circ\text{C}$	$v_{\text{ф}}, \%$	$v_{\text{м}}, \%$	$\text{HV}^1, \text{ед}$
850	5	794	50	≤ 5	160_{157}^{163}
	10	750	55	7	155_{153}^{156}
	15	730	60	7	153_{150}^{156}
	20	704	68	7	148_{146}^{150}
880	5	827	47	≤ 5	162_{155}^{168}
	10	767	52	≤ 5	160_{157}^{162}
	15	738	56	≤ 5	158_{156}^{159}
	20	716	66	6	156_{153}^{158}
920	5	848	43	≤ 5	167_{165}^{169}
	10	792	48	≤ 5	163_{160}^{165}
	15	756	53	6	160_{157}^{162}

$T_{\text{кп}}$ – имитируемая температура конца прокатки, $^\circ\text{C}$; $\tau_{\text{п}}$ – имитируемое время последеформационной воздушной паузы; $T_{\text{нуо}}$ – температура начала ускоренного охлаждения, $^\circ\text{C}$; $v_{\text{ф}}, v_{\text{м}}$ – доля феррита, мартенсита соответственно; HV^1 – твердость по Викерсу с усилием индентора твердомера 1 кН.

Фактические режимы термомеханической обработки на установке Hydrowedge II представлены в Приложении Г (рисунки 1-6). На рисунках 7-10 Приложения Г приведены металлографические снимки по двум технологиям травления (на мартенсит и феррит) для 4-х вариантов времени воздушной паузы ($\tau_{\text{п}} = 5, 10, 15, 20$ сек) и 2-х вариантов температур конца деформации ($T_{\text{кп}} = 880, 920$ $^\circ\text{C}$).

4.2 Дилатометрические исследования опытных составов ДФМС

На основе базового химического состава ДФМС предложено 3 опытных состава, с варьированием алюминия и хрома. В ходе проведения дилатометрических исследований с построением термокинетических диаграмм, из трех вариантов опытных химических составов ДФМС выбирался оптимальный состав, для последующих лабораторных исследований и опытно-промышленной апробации.

Построенные дилатогаммы и нанесенные на них точки фазовых и структурных превращений, с учетом проведенного металлографического анализа по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит), для трех опытных составов ДФМС представлены в Приложении. Д. В Приложение Д также вынесены полученные металлографические снимки для трех опытных составов ДФМС при скорости непрерывного охлаждения 1, 3, 70 °C/с и таблицы с обобщенными результатами металлографического анализа структурных составляющих и измеренной твердости.

В результате проведенных дилатометрических исследований построена ТКД 1 опытного состава (см. Рисунок 102). Выявленная в ходе металлографического анализа структура по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) при скоростях непрерывного охлаждения 10 и 30 °C/сек показана на Рисунке 103. Определены следующие закономерности фазовых и структурных превращений 1 опытного состава ДФМС:

- ферритное превращение протекает стабильно в широком диапазоне скоростей непрерывного охлаждения от 3 до 30 °C/с, образуя безперлитную однородную ферритную структуру, объемная доля которой изменяется в интервале от 84 до 72 (± 3)%;
- в отмеченном выше интервале скоростей непрерывного охлаждения прослеживается образование мартенсита (от 9 до 13 (± 2)%), как в виде отдельных островков, так и в составе бейнита;
- избыточное образование бейнита отмечено при более высоких скоростях охлаждения, с 30 °C/с до 70 °C/с его объемная доля увеличивается с 19 до 57%;
- в диапазоне скоростей охлаждения от 3 до 30 °C/с образуется ферритно-мартенситная структура с допустимой долей образования бейнита, которая способна обеспечить механические свойства заданного класса прочности DP600.

Построенные ТКД для 2 и 3 опытного состава ДФМС, и их комплексный сравнительный анализ, представлены на Рисунке 104, 105. Результаты металлографического анализа по двум технологиям травления при скорости охлаждения 10 и 30 °C/сек, для двух опытных составов приведены на Рисунке 106 (2 состав), Рисунок 107 (3 состав). Также на Рисунке 108, Рисунке 109 показана динамика изменения параметров конечной структуры трех опытных составов ДФМС в зависимости от скорости непрерывного охлаждения. Выявлены следующие зависимости в протекании фазовых и структурных превращений, а также формировании конечной структуры и свойств опытных составов ДФМС:

- для 2 опытного состава ДФМС характерно резкое увеличение бейнита в конечной структуре стали уже при малых скоростях охлаждения (см. Рисунок 108), что объясняется сужением области ферритного превращения на ТКД данного состава ДФМС (см. Рисунок 105);

- прочностные свойства 2 опытного состава (судя по результатам измеренной твердости HV см. Рисунок 110), уступают двум другим составам ДФМС, при более высоких скоростях охлаждения, вследствие преобладающей доли бейнита, образующейся в структуре 2 опытного состава.

- вследствие чего, 2 опытный состав оказался наименее подходящим в поиске нового состава ДФМС;

- полученные ТКД 1 и 3 опытного состава, показали, что добавка таких легирующих элементов как хрома и алюминия в определенном соотношении позволяют устранить избыточное образование бейнита и увеличить объемную долю полигонального феррита в микроструктуре стали (см. Рисунок 103, Рисунок 107, Рисунок 108);

- ключевую роль в образовании требуемого для двухфазных сталей (80-70% Ф и 20-30% Б-М) класса прочности DP600 соотношения структурных составляющих, в интервале рабочих скоростей охлаждения дулирующих систем ламинарного типа (10-30 °C/сек), играет добавка алюминия;

- именно алюминий позволил в значительной степени увеличить влияние ферритного и мартенситного превращений на процессы формирования конечной двухфазной микроструктуры в широком интервале скоростей охлаждения;

- в полной мере данная тенденция проявилась для 3-го опытного состава (см. Рисунок 108, Рисунок 109), например, при скорости охлаждения 30 °C/сек было образовано 16% мартенсита и 66% феррита, остальное бейнит, а при скорости охлаждения 10 °C/сек образовано 8% мартенсита и 81% феррита, остальное бейнит;

- прочностные свойства 3 опытного состава не уступают, а при определенных условиях ускоренного охлаждения даже превышают прочностные свойства 1 опытного состава (см.), несмотря на более экономное легирование алюминием и хромом (в два раза ниже содержание алюминия и хрома в 3 опытном составе по сравнению с 1 составом ДФМС).

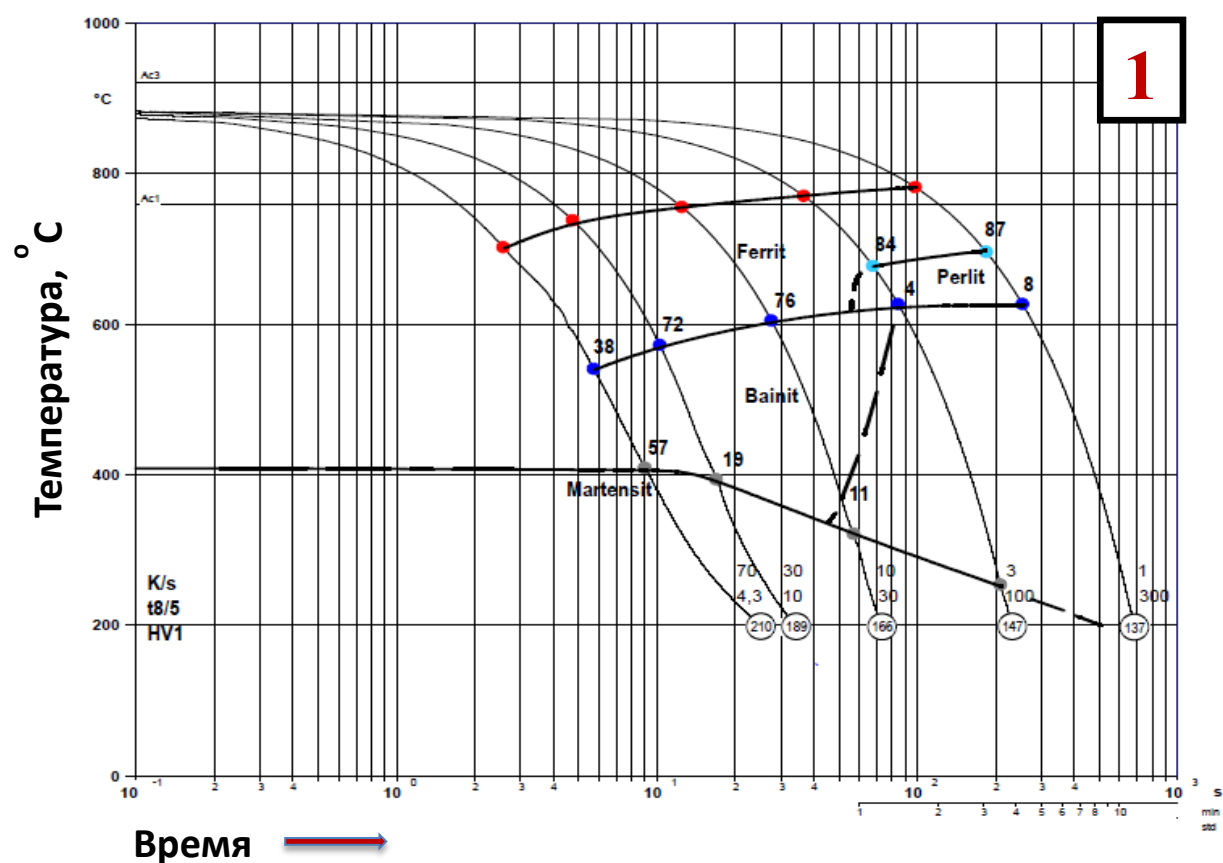
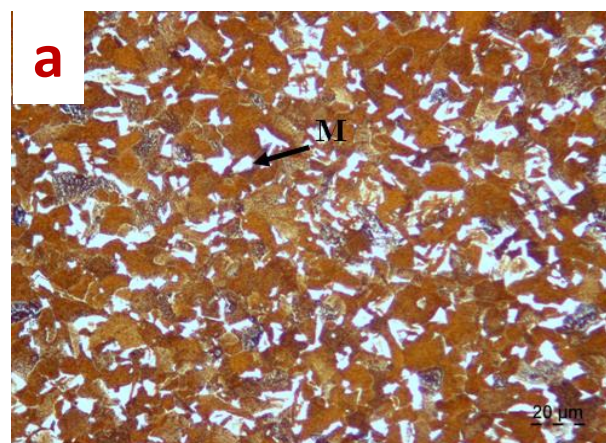
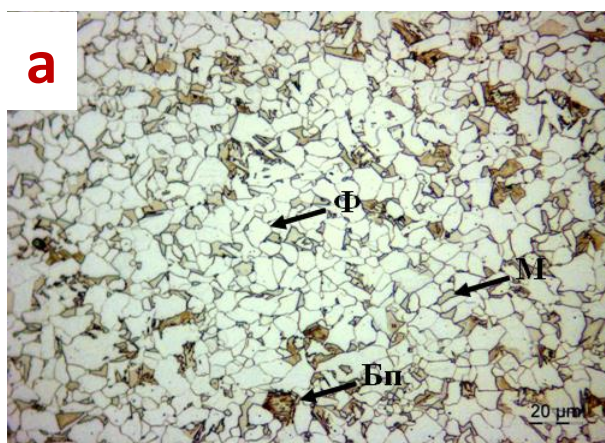


Рисунок 102 – Построенная термокинетическая диаграмма 1 опытного состава ДФМС



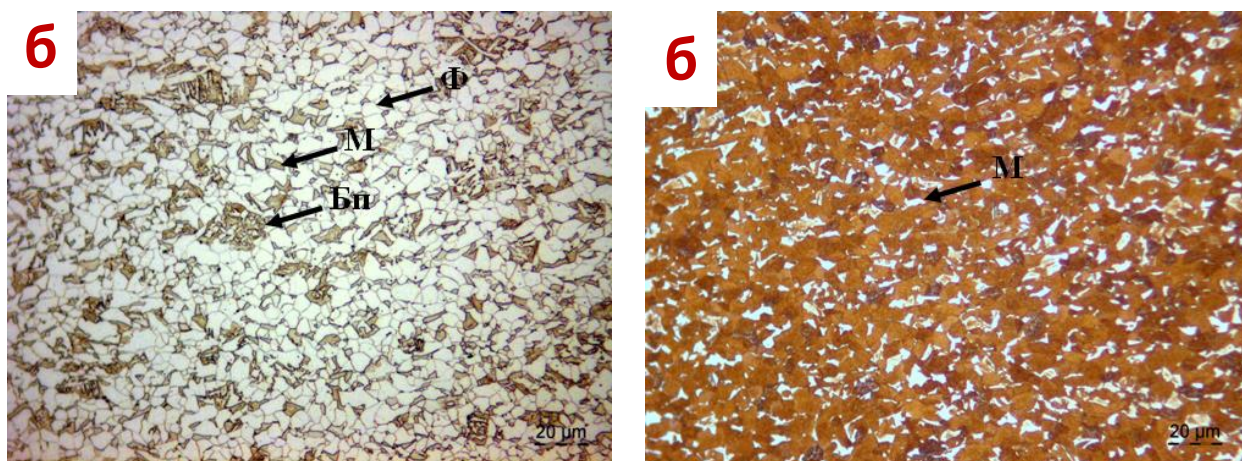


Рисунок 103 – Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) и скорости непрерывного охлаждения: а – 10 °C/с, и б – 30 °C/с (1 опытный состав)

При наложении ТКД двух сравниваемых составов на одну координатную плоскость (см. Рисунок 111), каких-либо значительных изменений в положении линий начала и окончания фазовых и структурных превращений выявлено не было. В особенности это касается рабочего диапазона скоростей 10-30 °C/сек для ламинарной системы охлаждения на отечественных ШСГП, поэтому 3 опытный состав, как с экономической, так и с технологической точки зрения следует считать наиболее предпочтительным, для проведения последующих исследований.

Выявленные особенности фазовых и структурных превращений для трех опытных составов дают основание утверждать о необходимости увеличения алюминия в новом химическом составе стали в 9 раз до 0,45%, при несущественном изменении содержания хрома и марганца 0,5% и 1,54% соответственно (по сравнению с базовым составом ДФМС). Такая добавка позволит повысить температуру смотки ($T_{см}$), а значит увеличить время воздушного охлаждения ($\tau_{п}$) для обеспечения требуемого уровня пластических свойств (δ , %) и соотношения между пределом прочности (σ_B) и текучести (σ_T), кроме того, совместное влияние добавки Al, Mn, Cr позволит понизить температуру конца прокатки ($t_{кп}$) до 815 ± 15 °C, таким образом обеспечивая прочностные показатели на требуемом уровне (см. Рисунок 112).

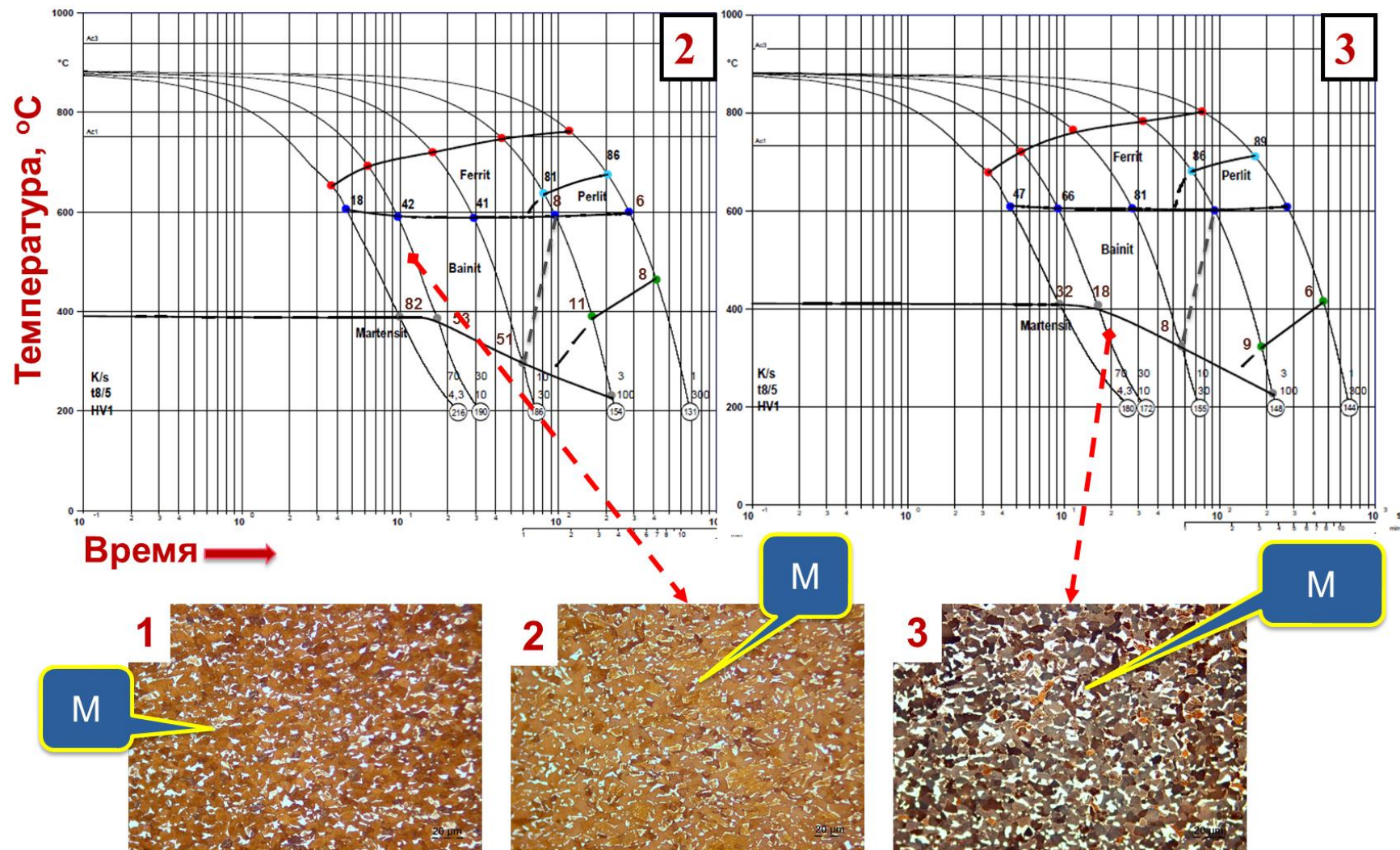


Рисунок 104 – Сравнительный анализ ТКД двух опытных составов ДФМС и металлографических снимков (травление на мартенсит) полученных при скорости непрерывного охлаждения 30 °С/сек: 1, 2, 3 – номера опытных составов ДФМС

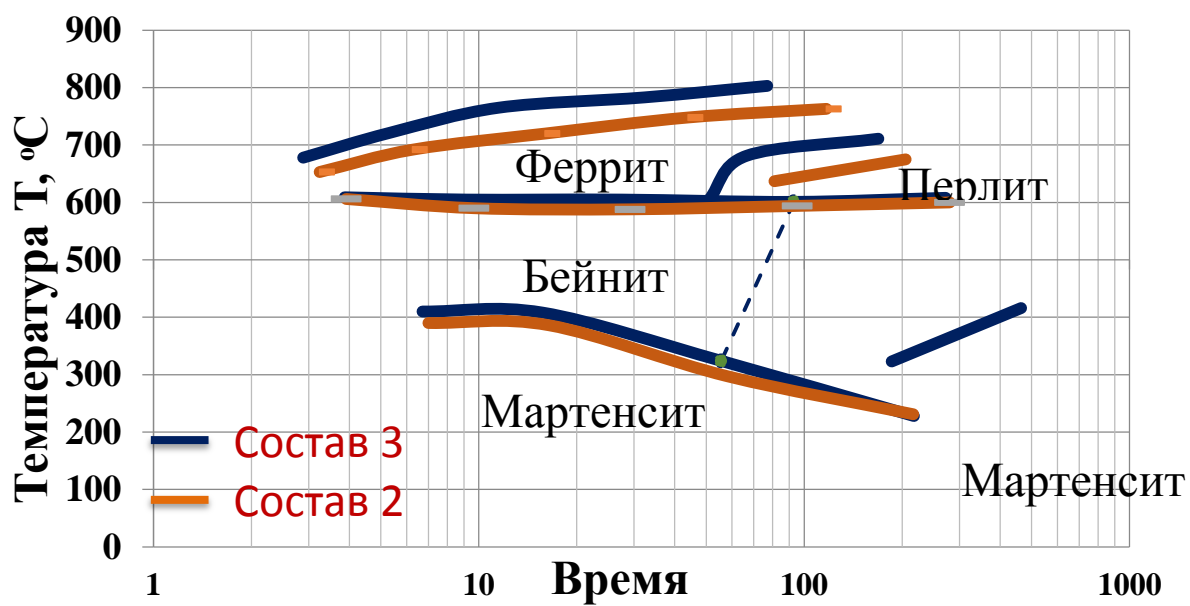


Рисунок 105 – Сравнительный анализ полученных ТКД для двух опытных составов ДФМС (состав 2, состав 3)

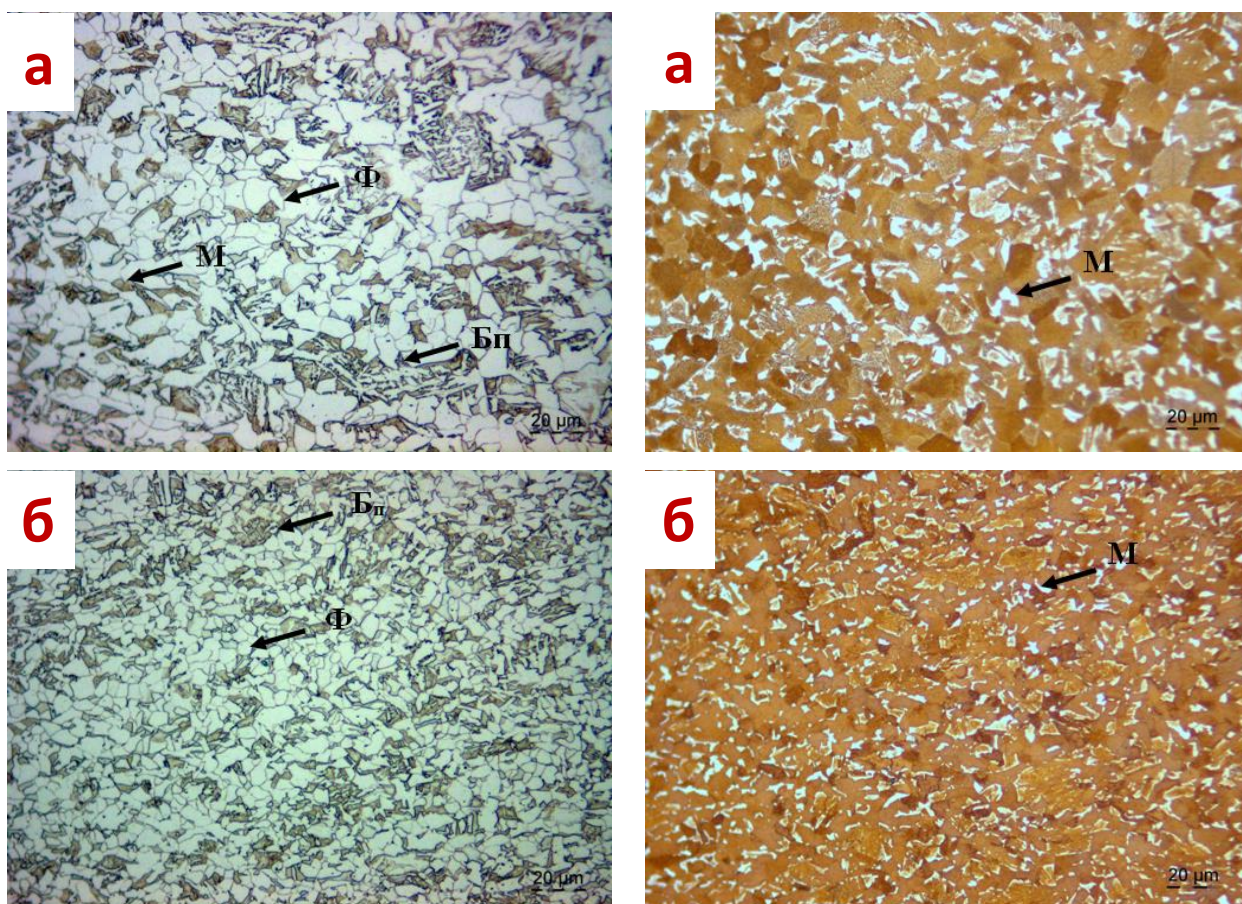


Рисунок 106 – Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) и скорости непрерывного охлаждения: а – 10 $^\circ\text{C}/\text{с}$, и б – 30 $^\circ\text{C}/\text{с}$ (2 опытный состав)

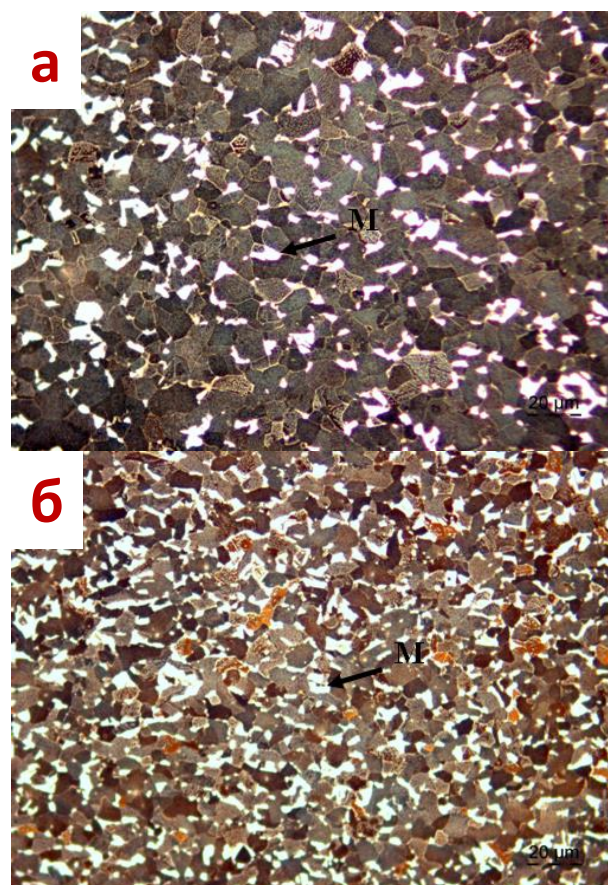
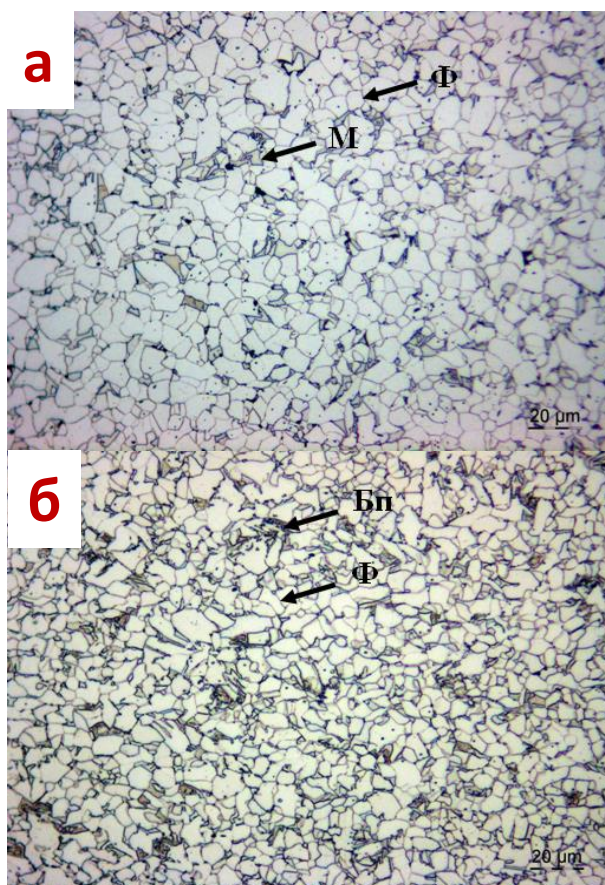


Рисунок 107 – Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) и скорости непрерывного охлаждения: а – 10 °C/с, и б – 30 °C/с (3 опытный состав)

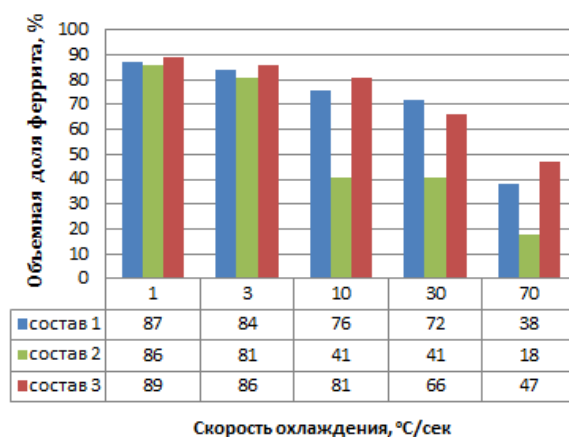
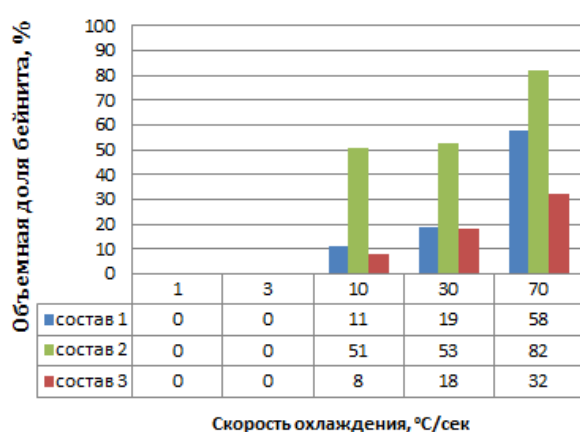


Рисунок 108 – Анализ влияния скорости непрерывного охлаждения на образование доли феррита и бейнита в структуре трех опытных составов ДФМС

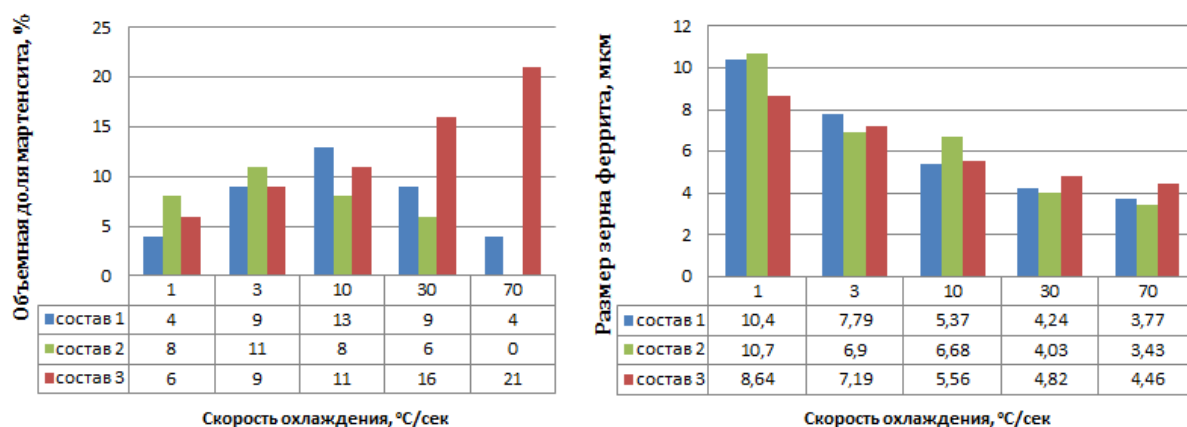


Рисунок 109 – Анализ влияния скорости непрерывного охлаждения на образование доли мартенсита и размер зерна феррита трех опытных составов ДФМС

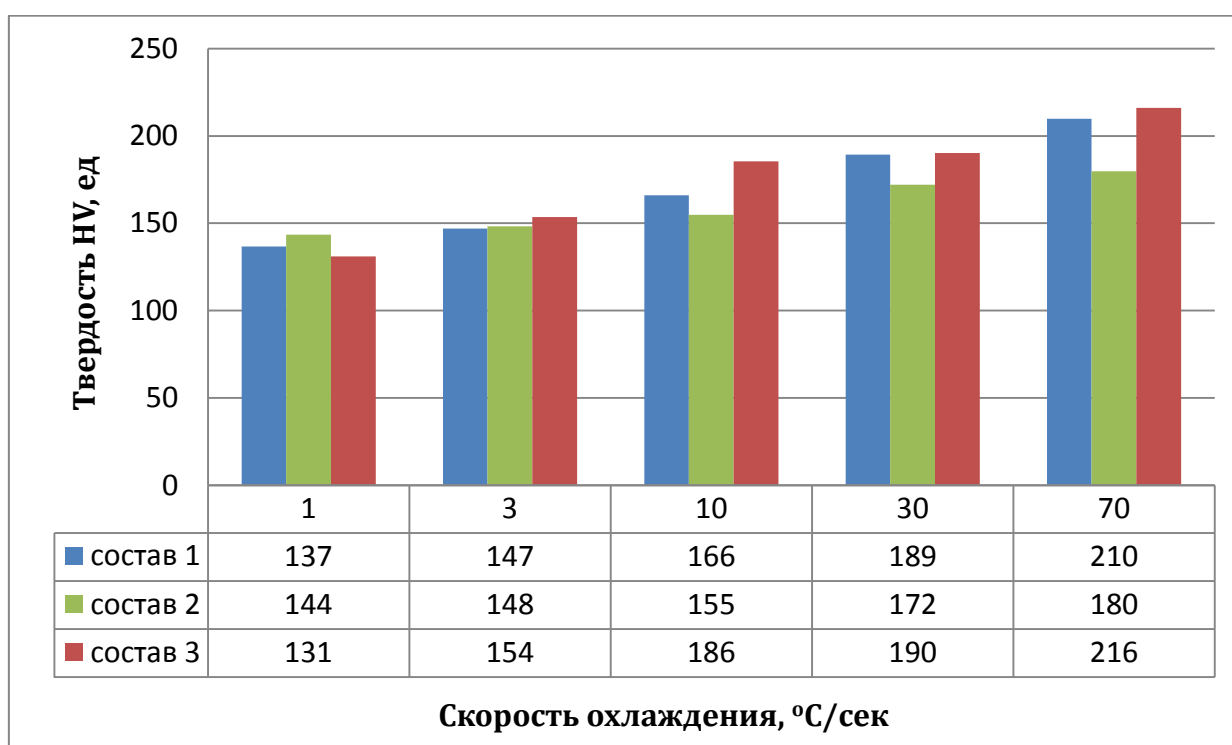


Рисунок 110 – Анализ влияния скорости непрерывного охлаждения на измеренную твердость HV для трех опытных составов ДФМС

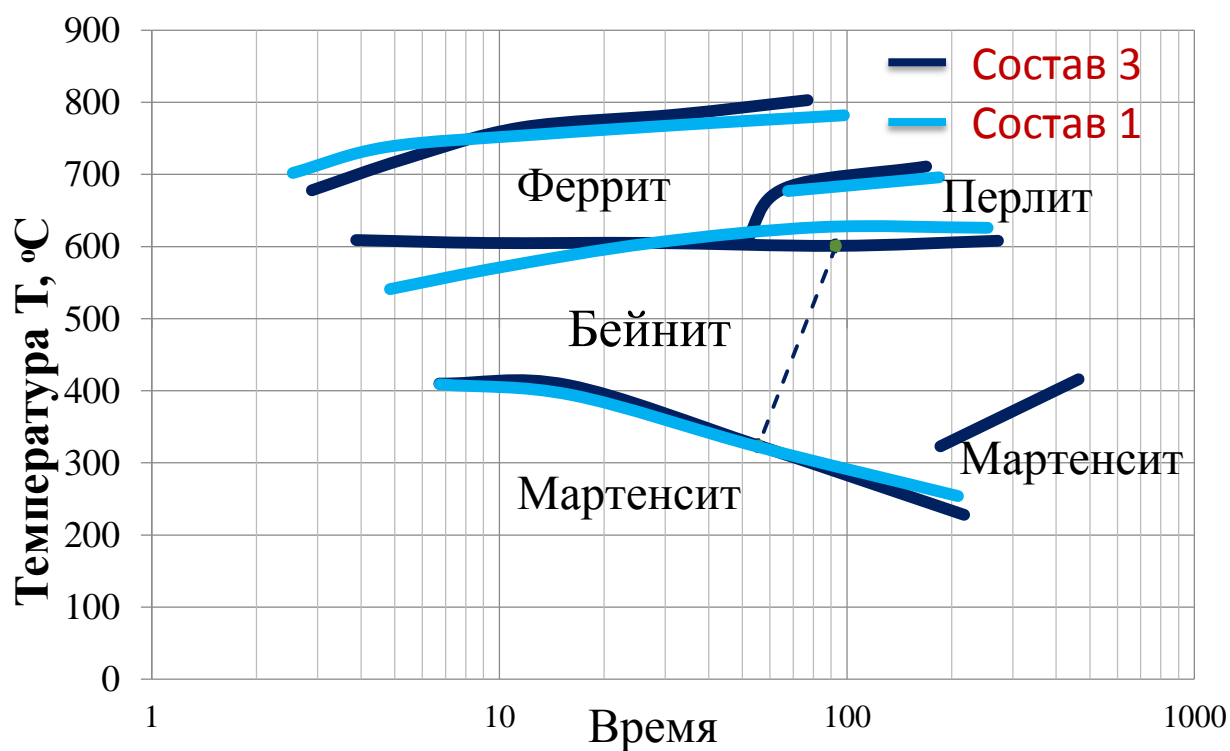


Рисунок 111 – Сравнительный анализ полученных ТКД для двух опытных составов ДФМС (состав 1, состав 3)

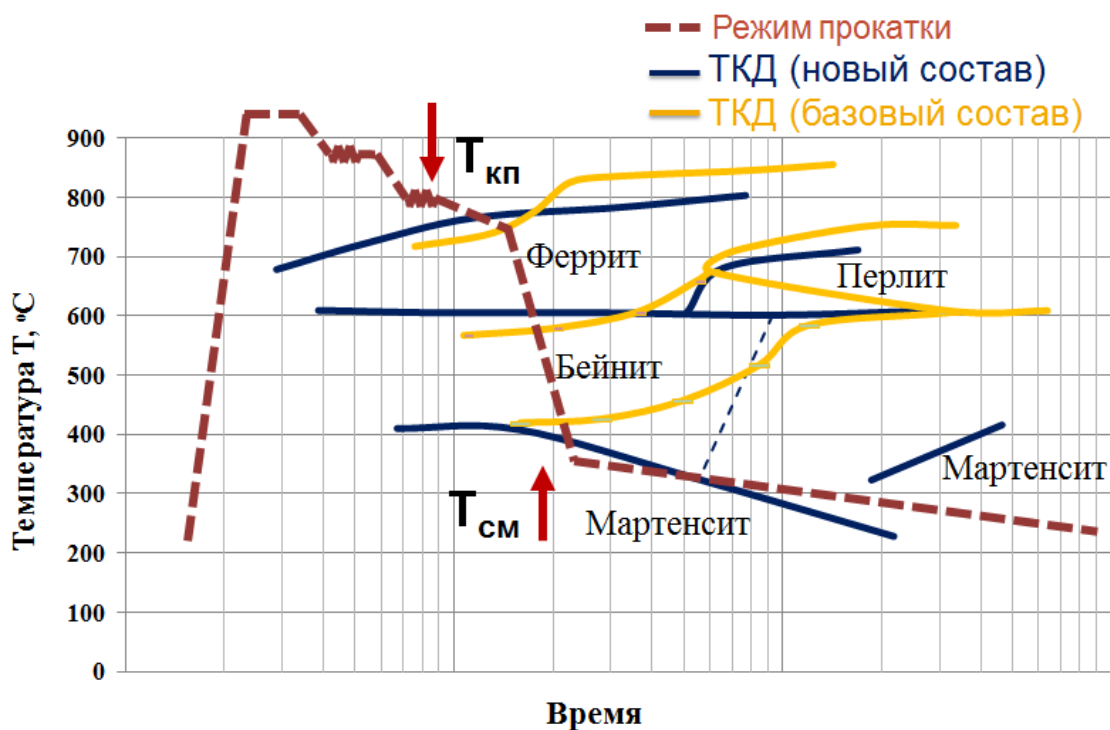


Рисунок 112 – Корректировка температурного режима горячей прокатки на ШСГП 2000 для нового состава ДФМС

С целью математического описания температурно-скоростных условий начала и окончания полиморфного превращения для нового химического состава ДФМС (см. Рисунок 113) разработаны регрессионные зависимости для определения температур A_{r3} и A_{r1} , которые имеют следующий вид:

$$A_{r3} = y_0 + A \cdot \exp(R_0 \cdot x), R^2 = 0,99539; \chi^2 = 22,560048 \quad (94)$$

где $x = \ln(\tau)$, τ – время, сек; A , R_0 , y_0 – коэффициенты уравнения регрессии; $y_0 = 812,55214$; $A = -285,93445$; $R_0 = 0,68834$;

$$A_{r1} = \exp(a + b \cdot x + c \cdot x^2), R^2 = 0,98138; \chi^2 = 25,4461 \quad (95)$$

где $x = \ln(\tau)$, τ – время, сек; a, b, c – коэффициенты уравнения регрессии; $a = 6,40254$; $b = -0,01919$; $c = 0,01061$.

Полученные регрессионные зависимости для нового состава ДФМС используются в формуле для расчета удельной мощности разогрева полосы вследствие полиморфного превращения (90).

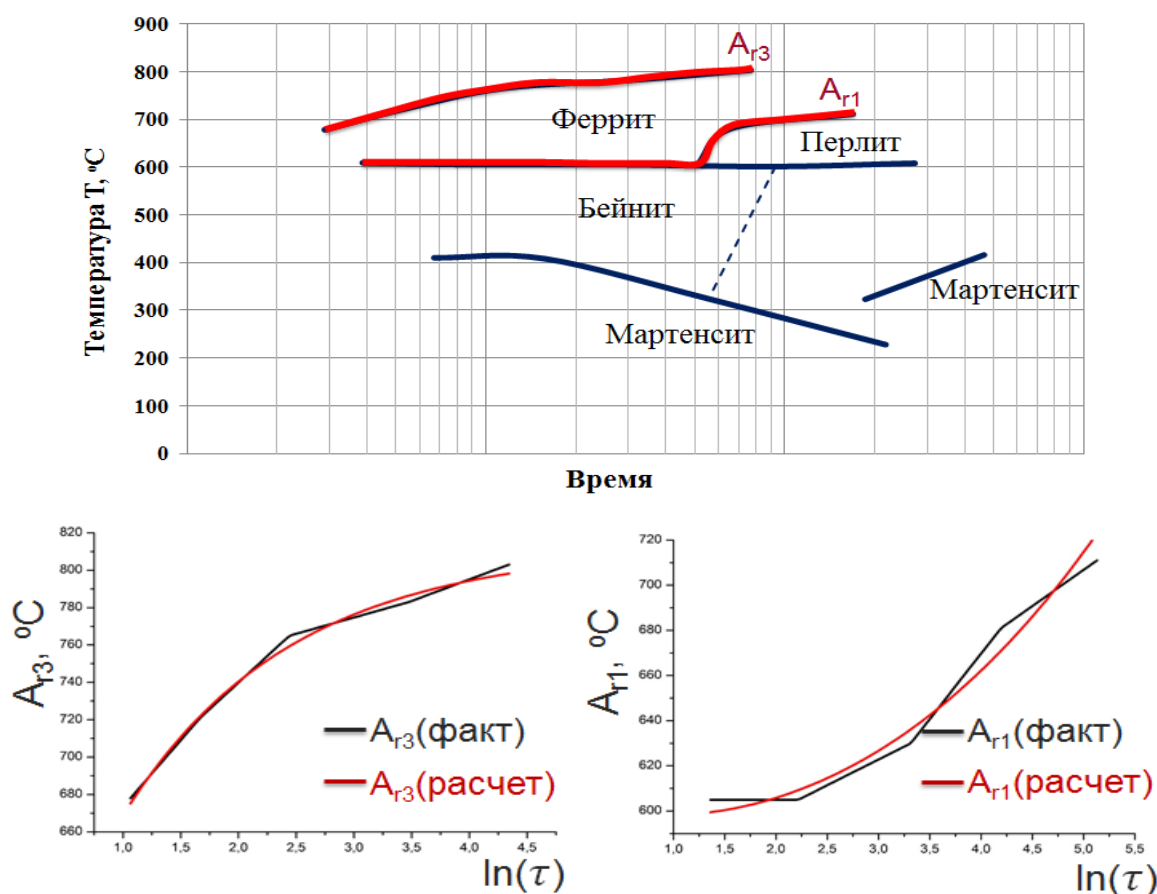


Рисунок 113– Фактические и аппроксимированные (расчетные) кривые начала (A_{r3}) и окончания (A_{r1}) полиморфного превращения для нового состава ДФМС

4.3 Экспериментальные исследования сопротивления металла деформации ДФМС

4.3.1 Результаты испытаний сопротивления деформации при однократном нагружении и построение аппроксимирующих уравнений по методике В.И. Зюзина

Согласно предложенной схеме испытания (при однократной деформации) на установке Hydrowedge II (см. Рисунок 69), в ходе эксперимента варьировалась температура (800, 900, 1000, 1100 °C) и скорость деформации (0,5; 5; 50 с⁻¹) при одной степени деформации (0,7 ед. истинной деформации). По завершении каждого испытания снимаемые датчиками данные записывались в файл формата .org для последующей обработки и корректировки данных в программном продукте Origin Pro 8.1. В ходе обработки, корректировки и последующем статистическом анализе экспериментальных данных были также задействованы программные продукты Microsoft Excel и Statistica Trial. Всего реализовано по 12 режимов для базового и нового состава ДФМС.

На первом этапе обработки экспериментальных данных произведена корректировка полученных в ходе проведения испытаний диаграмм деформации с учетом колебаний по температуре деформации, а также трению, возникающему в зоне контакта цилиндрического образца с рабочими бойками. Диаграммы деформации базового состава ДФМС до и после корректировки на примере двух температур деформации (800 и 900 °C) и одинаковой скорости деформации (50 с⁻¹) представлены на Рисунок 114. Диаграммы деформации нового состава ДФМС при аналогичных температурных и деформационных условиях показаны на Рисунке 115.

Корректировка экспериментальных диаграмм деформации с учетом перечисленных выше факторов в совокупности приводит к снижению уровня сопротивления металла деформации на 10-25% в исследованном диапазоне степени, скорости и температуре деформации для нового и базового состава ДФМС.

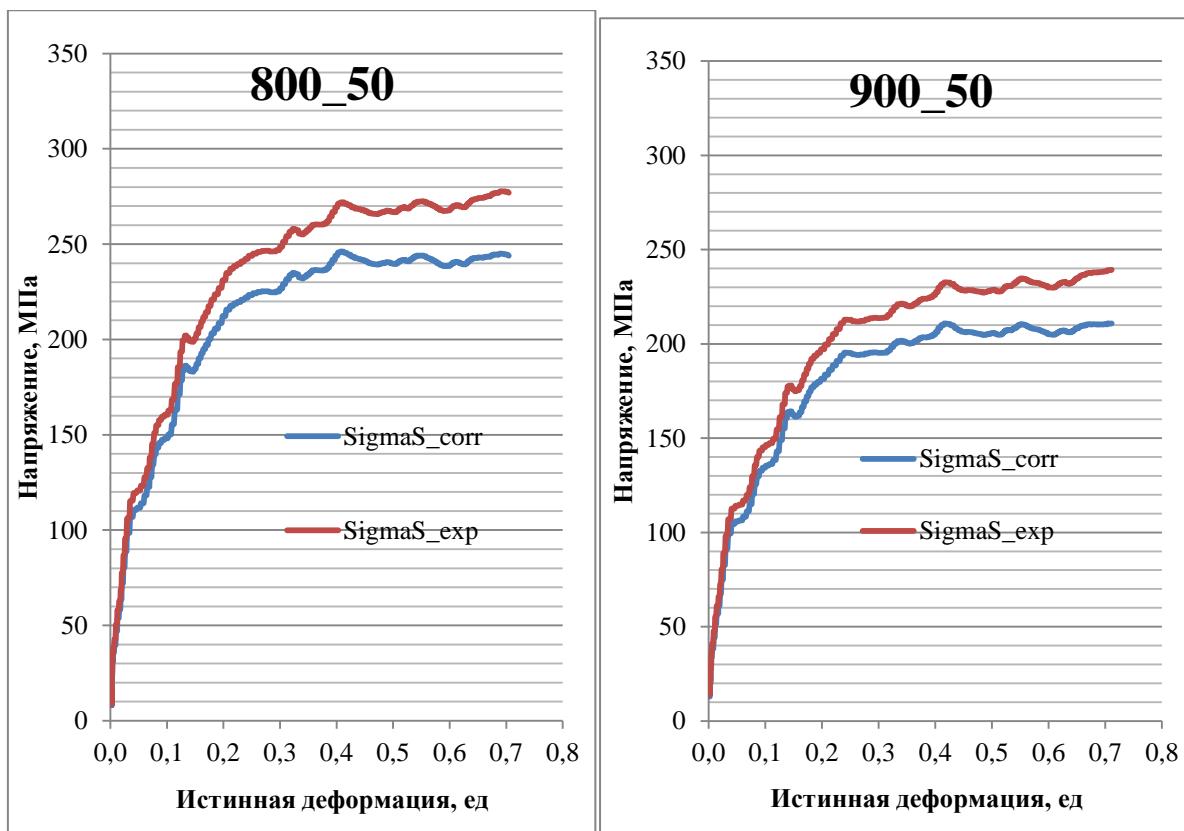


Рисунок 114– Сравнение диаграмм деформации до (ΣS_{exp}) и после (ΣS_{corr}) корректировки по температуре и трению для базового состава ДФМС

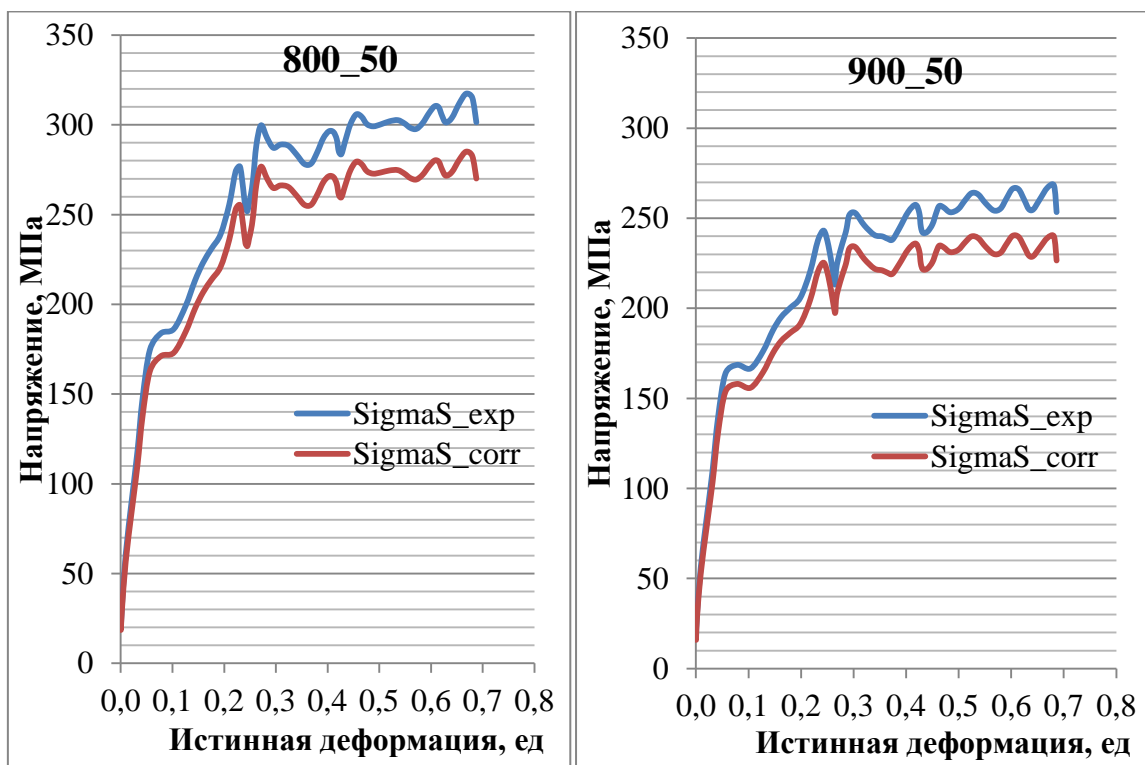


Рисунок 115– Сравнение диаграмм деформации до (ΣS_{exp}) и после (ΣS_{corr}) корректировки по температуре и трению для нового состава ДФМС

После корректировки сопротивления металла деформации следовал сравнительный анализ диаграмм деформации, по результатам которого выявлены следующие зависимости:

- рост сопротивления металла деформации с увеличением степени деформации сопровождается двумя процессами – упрочнением и разупрочнением, причем при малых скоростях, высоких температурах и степенях деформации процессы разупрочнения преобладают, вследствие чего наблюдается снижение сопротивления деформации (см. Рисунок 116, Рисунок 117, Приложение Е);

- при выборе уравнения регрессии для расчета сопротивления металла деформации (σ_{sc}), следует обязательно учитывать процессы разупрочнения при высокотемпературной деформации базового и нового состава ДФМС;

- сопротивление металла деформации нового состава ДФМС (за счет легирования алюминием) выше, чем у базового состава ДФМС, в особенности данная тенденция прослеживается при более низких температурах и более высоких скоростях и степенях деформации (см. Рисунок 116, Рисунок 117, Приложение Е);

- повышение температуры деформации приводит к снижению уровня сопротивления металла деформации (см. Рисунок 116), однако увеличение скорости деформации интенсифицируют процессы упрочнения, вследствие чего уровень сопротивления деформации возрастает (см. Рисунок 117).

В ходе проведения статистической обработки экспериментальных данных, который включал в себя корреляционный и множественный регрессионный анализ были получены искомые коэффициенты уравнений связи сопротивления металла деформации с основными термомеханическими параметрами без учета (96) и с учетом разупрочнения (97) для базового состава ДФМС:

$$\sigma_{s1}^{BC} = 1520,35 \cdot U^{0,085} \varepsilon^{0,248} \exp^{-0,0023 \cdot t}, F_R(3,3596) = 9131,87; R^2 = 0,88387 \quad (96)$$

$$\sigma_{s2}^{BC} = 2539,69 \cdot U^{0,0855} \varepsilon^{0,405} \exp^{-0,8664 \cdot \varepsilon} \exp^{-0,0023 \cdot t}; F_R(4,3595) = 11122,72; R^2 = 0,925 \quad (97)$$

где U – скорость деформации, c^{-1} ; ε – истинная степень деформации, ед; t – температура деформации, $^{\circ}C$.

Уравнения регрессии сопротивления металла деформации для нового состава ДФМС без учета (98) и с учетом (99) разупрочнения имеют следующий вид:

$$\sigma_{s1}^{HC} = 1671,54 \cdot U^{0,0864} \varepsilon^{0,271} \exp^{-0,00235 \cdot t}, F_R(3,1208) = 2900,36; R^2 = 0,878 \quad (98)$$

$$\sigma_{s2}^{HC} = 22926,02 \cdot U^{0,0864} \varepsilon^{0,438} \exp^{-0,9463 \cdot \varepsilon} \exp^{-0,0023 \cdot t}. F_R(4,1207) = 3610,92; R^2 = 0,923 \quad (99)$$

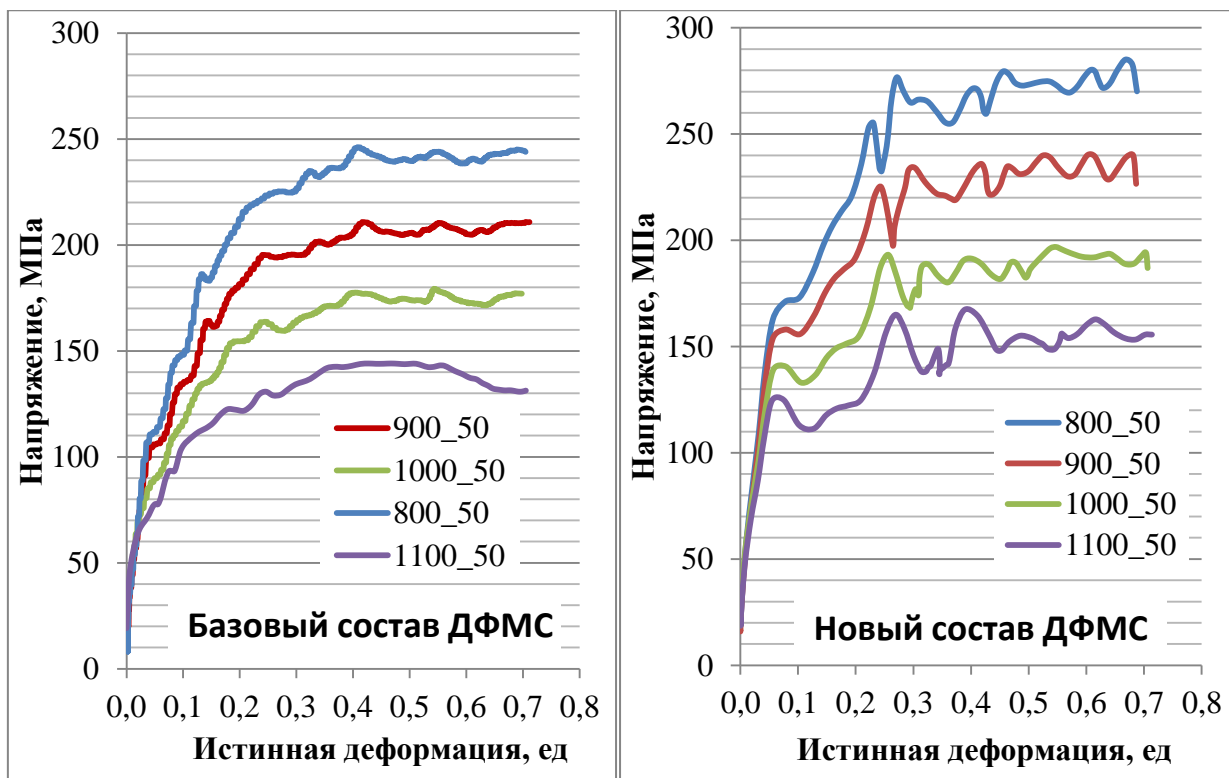


Рисунок 116 – Диаграммы деформации базового и нового состава ДФМС полученные при 4-х вариантах температуры деформации и прочих равных условиях

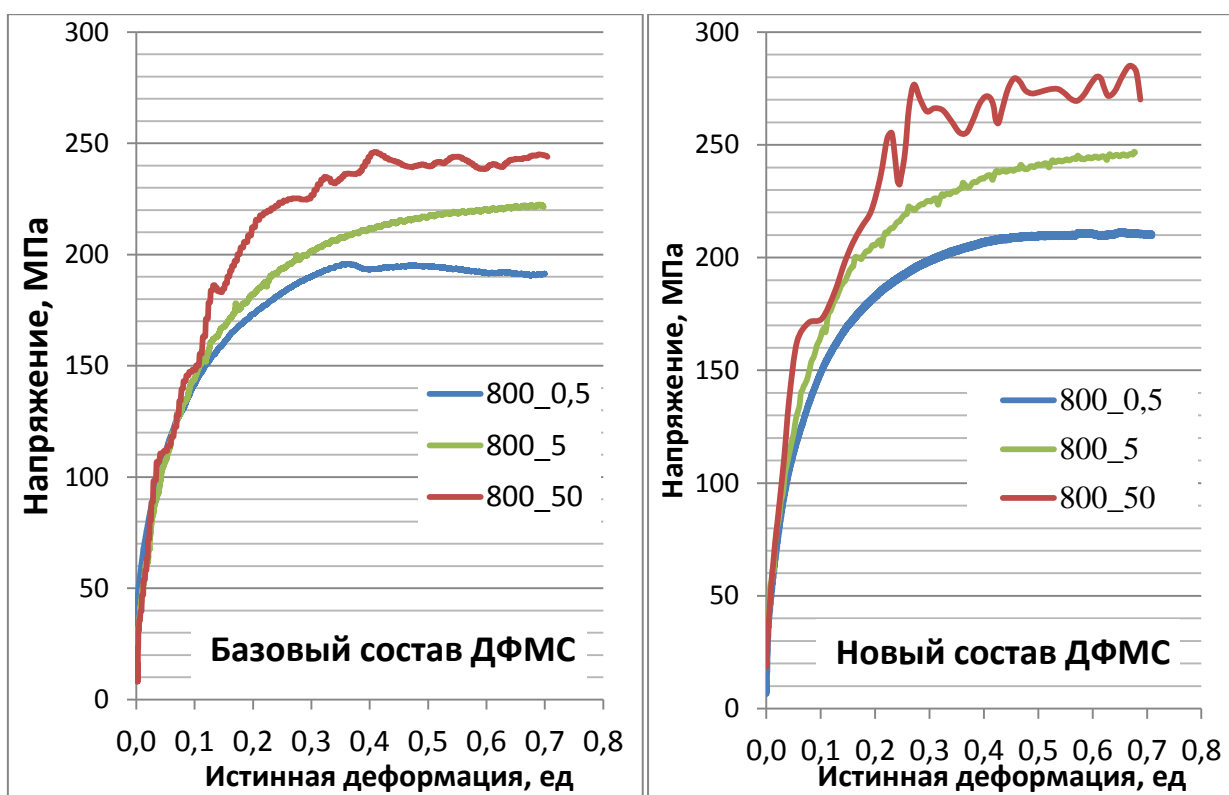


Рисунок 117 – Диаграммы деформации базового и нового состава ДФМС полученные при 3-х вариантах скорости деформации и прочих равных условиях

Оценка множественной корреляции с помощью критерия Фишера, согласно которой расчетный критерий Фишера $F_R(\sigma_s)$ сопоставлялся с табличным критерием Фишера ($F_{\text{табл}}$) (при уровне значимости $\alpha=0,05$), дала положительный результат ($F_R(\sigma_{s1}, \sigma_{s2}) > F_{\text{табл}}=2,37$). Следовательно, коэффициенты множественной корреляции обоих уравнений для базового и нового составов ДФМС являются значимыми.

Регрессионный анализ с помощью критерия Фишера показал, что уравнения регрессии (96-99) с надежностью 95% описывают зависимость сопротивления металла деформации от термомеханических параметров горячей прокатки ($F_0(\sigma_{s1}, \sigma_{s2}) < F_{\text{табл}}$). Вследствие того, что расчетные критерии Фишера для базового ($F_0(\sigma_{s1}^{\text{BC}}) = 0,0438$, $F_0(\sigma_{s2}^{\text{BC}}) = 0,0526$), и нового состава ДФМС ($F_0(\sigma_{s1}^{\text{BC}}) = 0,0438$, $F_0(\sigma_{s2}^{\text{BC}}) = 0,0526$) оказались меньше табличного критерия Фишера $F_{\text{табл}}=1$. Полученные критерии статистической оценки доказывают адекватность разработанных уравнений регрессии (96-99), однако уравнения учитывающие разупрочнение в процессе деформации более точно описывают экспериментальные диаграммы деформации, о чем сигнализируют более высокие значения коэффициентов множественной корреляции данных уравнений (97) и (99) по сравнению с уравнениями без учета разупрочнения.

На примере серии реализованных режимов испытаний (при температуре деформации 800 °C) проведен сравнительный анализ экспериментальных диаграмм деформации с расчетными диаграммами (Рисунок 118, Приложение Е), согласно разработанным зависимостям для исследуемых составов ДФМС (96-99). Согласно которому, наилучшая сходимость с экспериментальными диаграммами деформации прослеживается у расчетных диаграмм, полученных по зависимостям (97), (99) учитывающим процессы разупрочнения в ходе пластической деформации, что еще раз доказывает достоверность ранее проведенного статистического анализа.

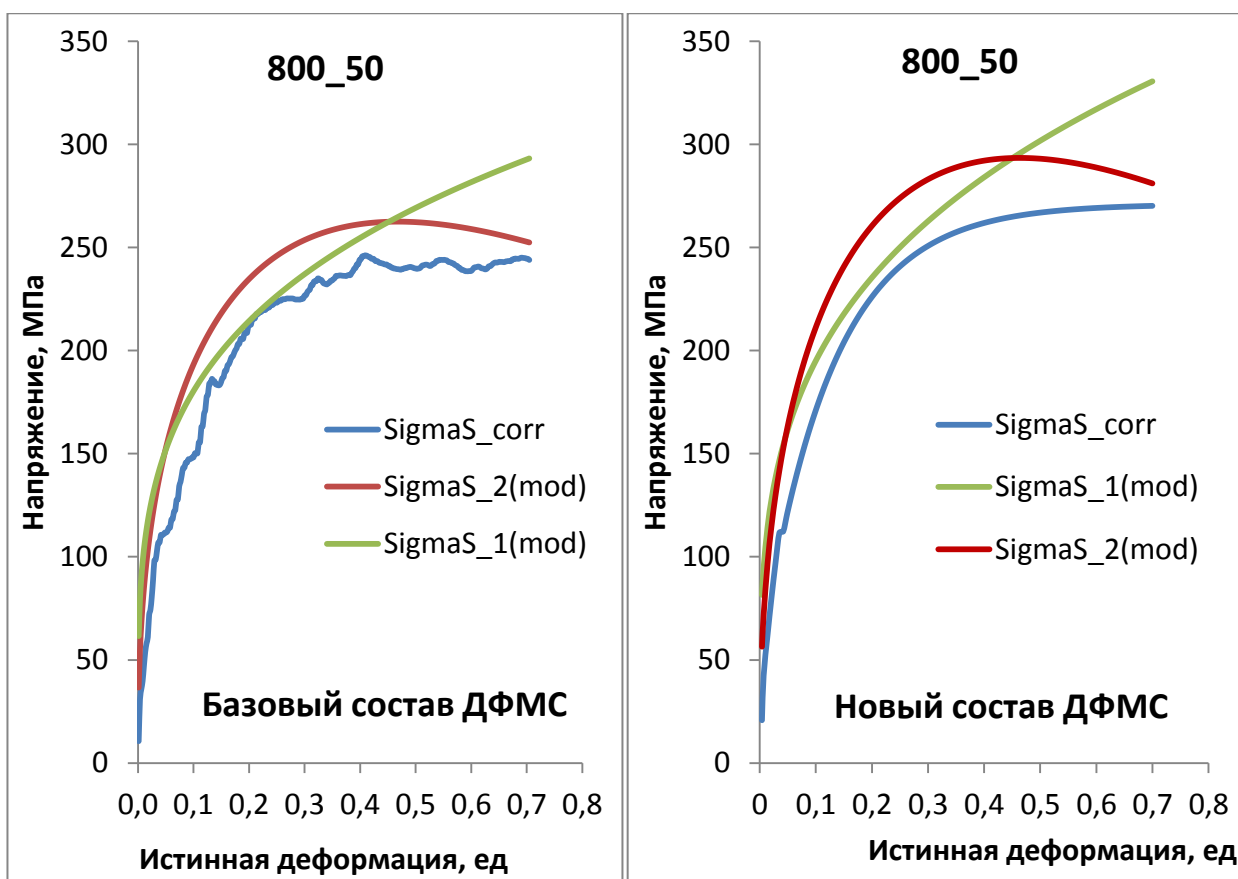


Рисунок 118 – Сравнительный анализ экспериментальных (SigmaS_corr) и расчетных диаграмм деформации без учета (SigmaS_1(mod)) и с учетом (SigmaS_2(mod)) разупрочнения для базового и нового состава ДФМС

4.3.2 Исследование сопротивления деформации при многократном нагружении применительно к условиям последних чистовых проходов НШПС

Представлены результаты физического моделирования на установке Hydrawedge II (см. Рисунок 119) условий горячей прокатки в черновой (заключительный проход) и чистовой группах (три заключительных прохода) клетей ШСГП 2000 (см. Рисунок 120). Отличительной особенностью каждого из реализованных режимов являлась величина имитируемой степени деформации в последнем проходе чистовой группы клетей (5, 10, 15, 20%) для исследуемых вариантов (базового и нового) химического состава ДФМС. Проведен металлографический анализ размера зерна феррита, испытанных образцов.

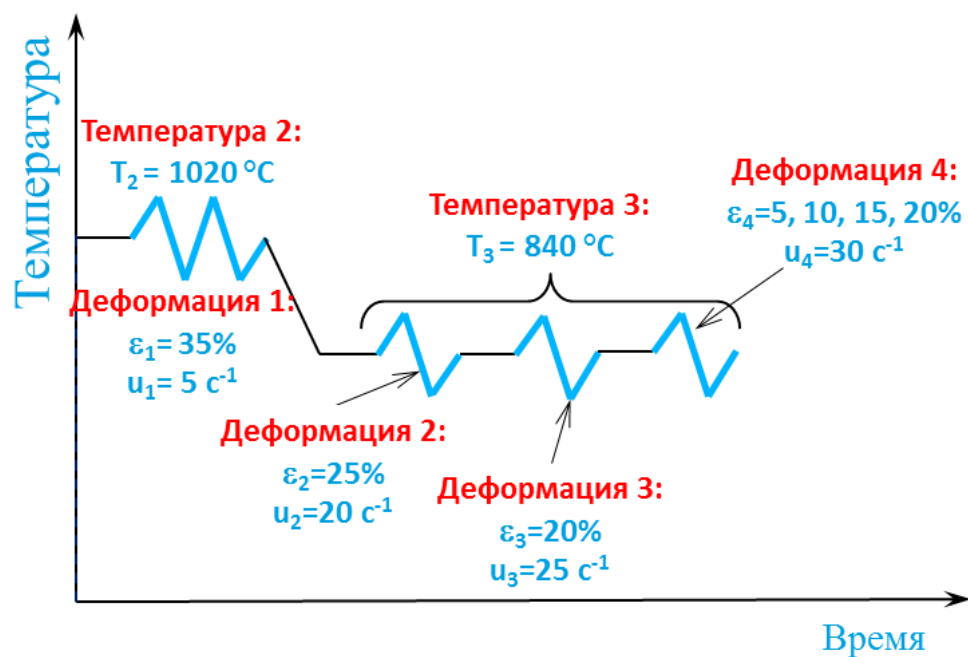


Рисунок 119 – Участок схемы испытаний на установке Hydrowedge II с температурными и деформационно-скоростными условиями моделирования горячей прокатки на ШСГП 2000

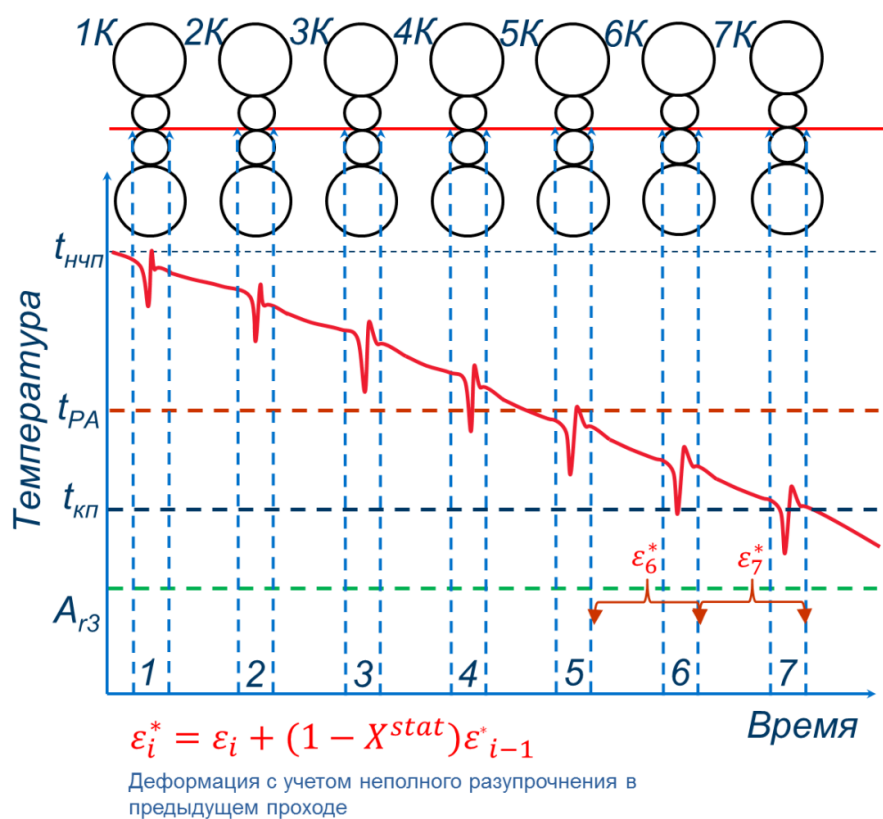


Рисунок 120 – «Накопление» деформации вследствие неполного разупрочнения в последних проходах ШСГП 2000

Полученные экспериментальные диаграммы деформации корректировались с учетом колебаний фактической температуры деформации и трения испытуемых образцов с рабочими бойками. В результате корректировки диаграмм деформации, сопротивление металла деформации снижается, причем по мере увеличения деформации интенсивность снижения корректируемого напряжения возрастает (см. Рисунок 121). Что объясняется увеличением площади контакта образца с рабочим инструментом, которое приводит к увеличению влияния трения на уровень сопротивления металла деформации.

В Приложении Ж на одной координатной плоскости представлены диаграммы деформации полученные при 4-х вариантах степени деформации $\epsilon_4=20, 15, 10, 5 \%$.

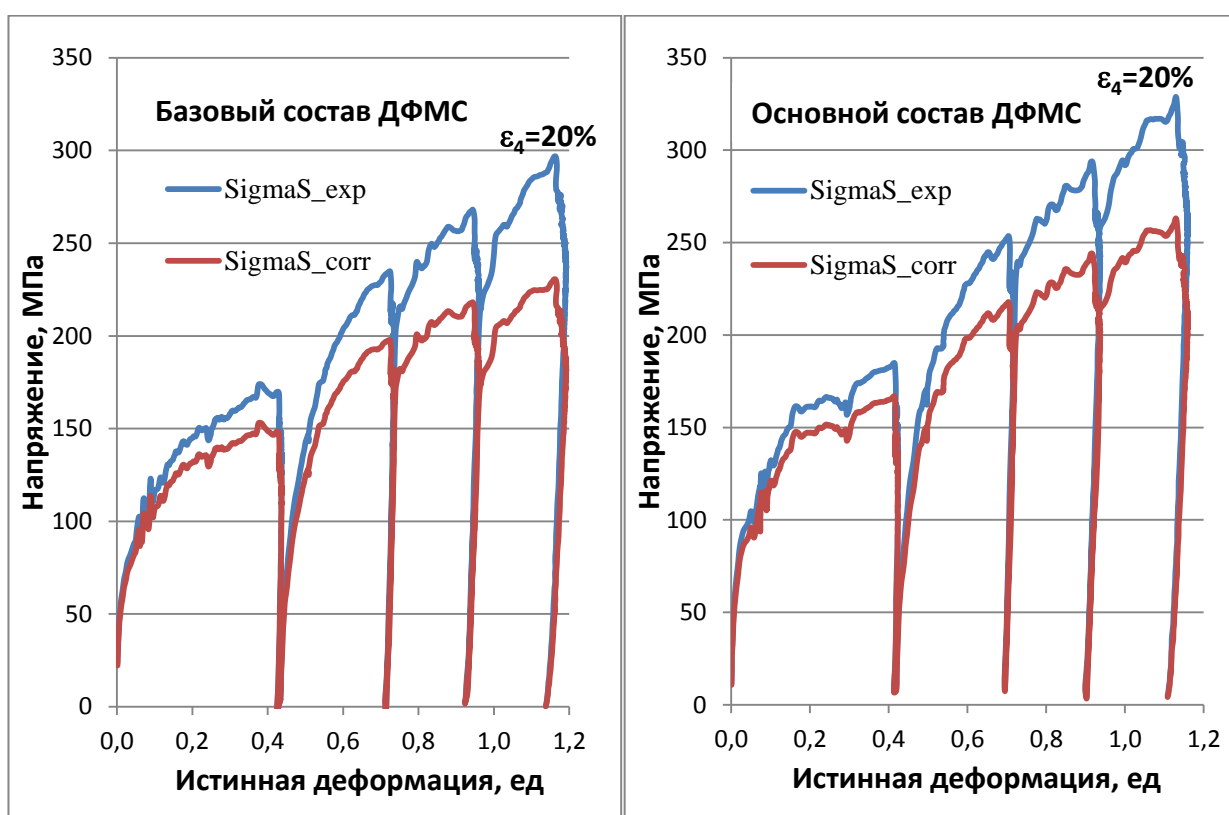


Рисунок 121 – Сравнение диаграмм деформации исследуемых составов ДФМС при дробном нагружении – до (SigmaS_exp) и после (SigmaS_corr) корректировки по температуре и трению

После чего, по представленной на Рисунок 71 методике и предложенной зависимости (5), производилась оценка доли рекристаллизованного зерна аустенита (X_{stat}) в паузах между тремя последними ступенями деформации (τ_{2-3} и τ_{3-4}) и рассчитывалась «накопленная» деформация (ϵ_3^* , ϵ_4^*) по формуле (4). Результаты расчета (X_{stat3} , X_{stat4}) и (ϵ_3^* ,

ε_4^*), на примере режима деформации при котором $\varepsilon_4=20$ %, представлены для базового и нового состава ДФМС в Таблице 20 и Таблице 21 соответственно.

Таблица 20 – Результаты оценки «накопленной» деформации ε^* по диаграммам деформации при дробном нагружении, для базового состава ДФМС

$\varepsilon_4, \%$	$\sigma_{02}, \text{МПа}$	$\sigma_{03}, \text{МПа}$	$\sigma_{max2}, \text{МПа}$	$\sigma_{04}, \text{МПа}$	$\sigma_{max3}, \text{МПа}$	$\sigma_{max4}, \text{МПа}$	X_{stat3}
20	56	175	198	175	218	230	16
$\varepsilon_2, \text{ед}$	$\varepsilon_3, \text{ед}$	$\Delta\varepsilon_3, \text{ед}$	$\varepsilon_3^*, \text{ед}$	X_{stat4}	$\varepsilon_4, \text{ед}$	$\Delta\varepsilon_4, \text{ед}$	$\varepsilon_4^*, \text{ед}$
0,26	0,199	0,118	0,318	27	0,195	0,174	0,37

Таблица 21 – Результаты оценки «накопленной» деформации ε^* по диаграммам деформации при дробном нагружении, для нового состава ДФМС

$\varepsilon_4, \%$	$\sigma_{02}, \text{МПа}$	$\sigma_{03}, \text{МПа}$	$\sigma_{max2}, \text{МПа}$	$\sigma_{04}, \text{МПа}$	$\sigma_{max3}, \text{МПа}$	$\sigma_{max4}, \text{МПа}$	X_{stat3}
20	63	203	218	215	244	263	10
$\varepsilon_2, \text{ед}$	$\varepsilon_3, \text{ед}$	$\Delta\varepsilon_3, \text{ед}$	$\varepsilon_3^*, \text{ед}$	X_{stat4}	$\varepsilon_4, \text{ед}$	$\Delta\varepsilon_4, \text{ед}$	$\varepsilon_4^*, \text{ед}$
0,26	0,193	0,152	0,345	16	0,197	0,19	0,38

Далее, степень деформации ($\varepsilon_3^*, \varepsilon_4^*$), учитывающая неполное разупрочнение в трех имитируемых проходах чистовой группы стана 2000, подставляется в уравнение связи сопротивления деформации с термомеханическими параметрами (для базового (97) и нового состава ДФМС (99)). В ходе последующего сравнительного анализа экспериментальных диаграмм деформации с модельными диаграммами (с учетом и без учета неполного разупрочнения) определены значения поправочного коэффициента ϕ формулы (4) для исследуемых составов ДФМС, при которых разработанные зависимости (97), (99) наиболее точно описывают траекторию диаграмм деформации с учетом неполного разупрочнения (см. Рисунок 122). Поэтому в математической модели теплового состояния по толщине металла используется следующий вид формулы (4) для базового (100) и нового (101) состава ДФМС:

$$\varepsilon_i^* = \varepsilon_i + \varepsilon_{i-1}^* \cdot (1 - X_{stat}) \cdot 0,55, \quad (100)$$

$$\varepsilon_i^* = \varepsilon_i + \varepsilon_{i-1}^* \cdot (1 - X_{stat}) \cdot 0,65, \quad (101)$$

где кинетика статической рекристаллизации аустенита согласно работе [168] описывается уравнением Аврами:

$$X_{\text{stat}} = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{\tau}{\tau_{0,5}} \right) \right], \quad (102)$$

где τ – время междеформационной паузы (время прохождения полосой межкультурного промежутка), с; $\tau_{0,5}$ – время, за которое рекристаллизация завершается на 50%, с.

Время $\tau_{0,5}$ определяется по уравнению, предложенному для низкоуглеродистых сталей:

$$\tau_{0,5} = 2,3 \cdot 10^{-15} \varepsilon^{-2,5} d^2 \exp \left(\frac{230000}{RT} \right), \quad (103)$$

где $R=8,3145$ – универсальная газовая постоянная, Дж/(моль · К); T – температура металла в межкультурном промежутке, К; ε – деформация; d – размер зерна аустенита, мкм.

Средний размер зерна на входе в клеть рассчитывается по формуле, которая учитывает долю рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен от предыдущей деформации [169]:

$$d_i = (X_{i-1}^{\text{stat}})^{4/3} d_{i-1}^{\text{stat}} + (1 - X_{i-1}^{\text{stat}})^2 d_{i-1}, \quad (104)$$

где d^{stat} – размер рекристаллизованных зерен; i – номер клетки.

Размер рекристаллизованных зерен определяется по формуле [168]:

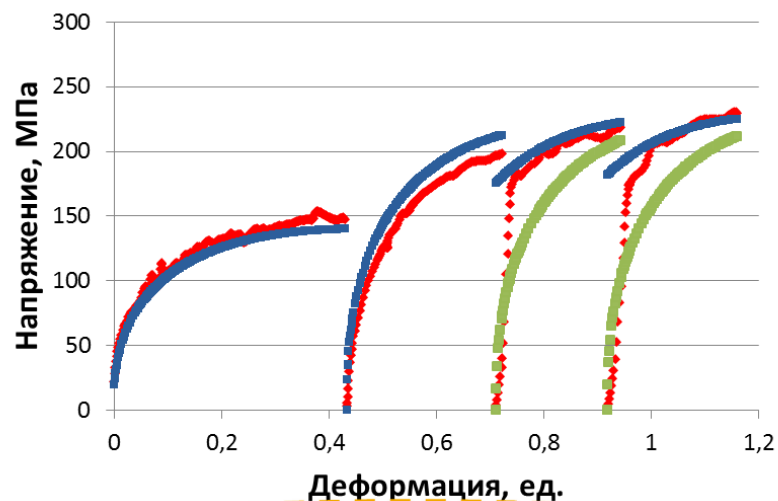
$$d^{\text{stat}} = 343 \varepsilon^{-0,5} d^{0,4} \exp \left(-\frac{4500}{RT} \right), \quad (105)$$

Начальный размер зерна аустенита на входе в чистовую группу стана 2000 принят равным $d_0 = 75$ мкм [170].

Полученные результаты пластометрических исследований свидетельствуют, во-первых, о возможности использования полученных регрессионных уравнений (97, 99) для оценки энергосиловых параметров горячей прокатки в математической модели теплового состояния по толщине металла. Во-вторых, об обязательном учете неполного разупрочнения в последних проходах чистового стана при расчете сопротивления металла деформации для двух исследованных вариантов химического состава ДФМС.

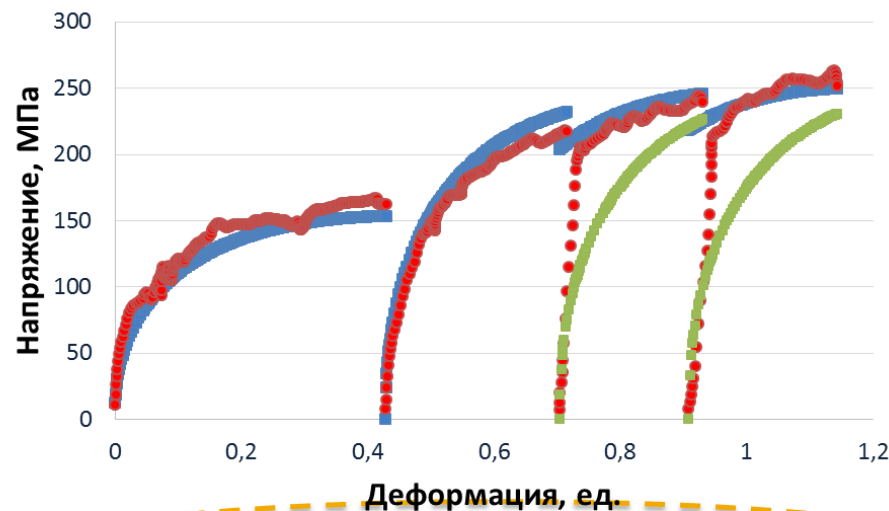
Базовый состав ДФМС

♦ Эксп. диаграммы ■ Мод. диаграммы (с уч. накоп.) ■ Мод. диаграммы (б/у накоп.)



Новый состав ДФМС

■ Мод. диаграммы (с уч. накоп.) ♦ Эксп. диаграммы ■ Мод. диаграммы (б/у накоп.)



$$\sigma_s = \exp^{7,8357} \cdot U^{0,0848} (\varepsilon^*)^{0,406} \exp^{-0,8757 \cdot \varepsilon^*} \exp^{-0,0023 \cdot t}$$

$$\sigma_s = \exp^{7,9814} \cdot U^{0,0864} (\varepsilon^*)^{0,4384} \exp^{-0,9463 \cdot \varepsilon^*} \exp^{-0,00235 \cdot t}$$

$\varepsilon^* = \varepsilon_i + \varphi(1 - X^{stat})\varepsilon_{i-1*}$

где $X_2^{stat}=16\%$; $X_3^{stat}=27\%$; $\varphi=0,55$ для базового состава ДФМС
 где $X_2^{stat}=10\%$; $X_3^{stat}=16\%$; $\varphi=0,65$ для нового состава ДФМС

Рисунок 122 – Сравнительный анализ модельных диаграмм деформации (с учетом и без учета «накопления» деформации) с экспериментальными диаграммами

Анализ результатов проведенных металлографических исследований размера зерна феррита (для базового и нового состава ДФМС) при 4-х вариантах моделируемой степени деформации ($\epsilon_4 = 20, 15, 10, 5 \%$) в последнем проходе чистовой группы стана выявил следующие зависимости (см. Рисунок 123):

- увеличение степени деформации с 5 до 20% измельчает размер зерна на 12% и 16% для базового и нового состава ДФМС соответственно;
- дополнительное легирование алюминием способствует измельчению размера зерна феррита на 25-30%.



Рисунок 123 – Результаты металлографического анализа размера зерна феррита для исследуемых составов ДФМС

В Приложении 3 показаны металлографические снимки, полученные в ходе проведения металлографического анализа, а также отчеты о проведенных результатах измерений размера зерна в программе Sizer.

4.4 Выводы по главе

1. По результатам проведенных dilatометрических исследований построены термокинетические диаграммы распада аустенита для базового и трех опытных химических состава ДФМС.

2. На основе анализа экспериментально построенных ТКД для четырех вариантов химического состава двухфазной стали предложен новый экономнолегированный химический состав с увеличенным в 9 раз содержанием алюминия

3. Разработаны регрессионные зависимости, позволяющие рассчитывать температуру начала и окончания полиморфного превращения базового и нового состава двухфазной стали для учета тепловыделения вследствие полиморфного превращения в математической модели теплового состояния по толщине металла на участке отводящего рольганга стана 2000.

4. Физическое моделирование ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге стана 2000 показало, что варьирование температуры конца деформации фактически определяет изменение длительности охлаждения в температурном диапазоне протекания ферритного превращения и тем самым позволяет дополнительно воздействовать на количество образовавшегося феррита. Увеличение времени последеформационного воздушного охлаждения обеспечивает более полное протекание ферритного превращения.

5. Разработаны аналитические зависимости для расчета сопротивления металла деформации при изменении температуры, скорости и степени деформации для основного и базового химических составов для дальнейшего использования в математической модели теплового состояния по толщине металла на участке чистового стана 2000.

6. По результатам физического моделирования многократной деформации в последних проходах чистовой группы стана 2000 проведена корректировка зависимости учитывающей «накопление» деформации (за время пауз между проходами) в разработанных регрессионных уравнениях для расчета сопротивления металла деформации.

7. По результатам металлографического анализа размера зерна феррита в образцах (базового и нового состава ДФМС) полученных при разных вариантах моделируемой степени деформации в последнем проходе чистовой клетки стана 2000 выявлено более эффективное измельчение размера зерна в двухфазной стали с увеличенным содержанием алюминия. При совокупном увеличении алюминия в базовом составе двухфазной стали и

степени деформации в чистовой клетке стана с 5 до 20% размер зерна измельчается на 40%.

ГЛАВА 5 ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТ С БАЗОВЫМ И НОВЫМ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫМ ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ ДФМС

5.1 Предварительная опытно-промышленная прокатка стали с базовым химическим составом ДФМС на НШПС 2000 ПАО «НЛМК»

5.1.1 Разработка рекомендаций по температурно-скоростным и деформационным параметрам прокатки с использованием разработанной математической модели теплового состояния металла

Для воспроизведения температурно-скоростных условий проведенных лабораторных исследований при прокатке на промышленном оборудовании ШСГП 2000 выполнены расчеты с использованием математической модели теплового состояния по толщине металла, по определению скорости транспортировки полосы по отводящему рольгангу. Которая должна обеспечить необходимую скорость ступенчатого охлаждения и температуру скотки. При этом определяли количество и последовательность включения секций душирующей установки.

Варьировались следующие параметры прокатки: время паузы перед началом ускоренного охлаждения (τ_n) в интервале от 5 до 20 сек и соответственно температура скотки ($T_{см}$), тогда как температура конца прокатки ($T_{кп}$) была постоянной и составляла 840 °С. При расчетах на математической модели параметров, описывающих условия ускоренного охлаждения полосы заданного типоразмера 6х1500 мм, предусматривалось использование трех значений скорости транспортировки: 4, 5 и 6 м/с, в качестве базовых. На Рисунке 124 представлен вариант расчета 4-х режимов охлаждения, при скорости транспортировки 5 м/с. Различные температуры скотки обеспечивали путем изменения числа включенных секций.

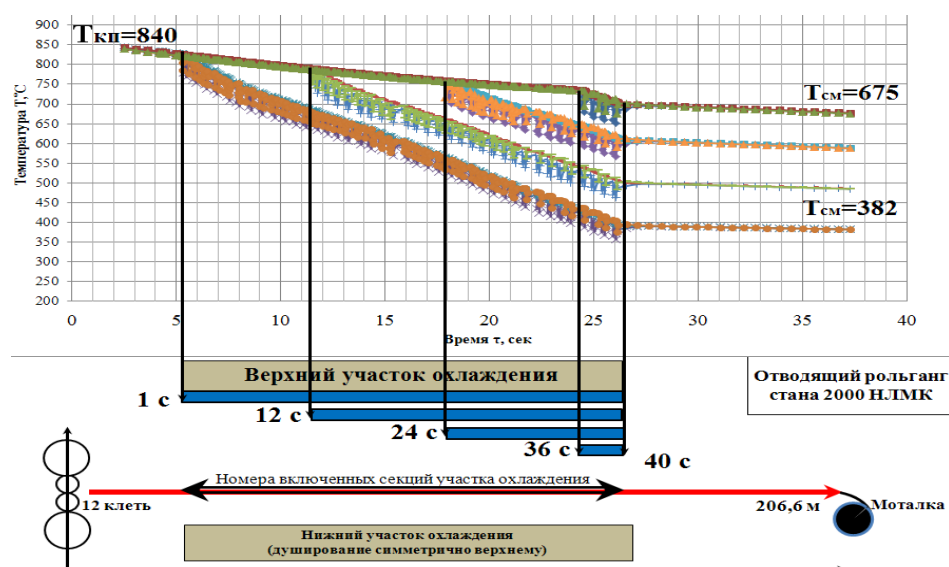


Рисунок 124 – Результаты расчета четырех режимов ступенчатого охлаждения при варьировании номера первой включенной секции УУО

По результатам совместного анализа рассчитанных кривых и термокинетической диаграммы базового состава ДФМС, установлено что наибольшей степенью свободы с точки зрения возможностей варьирования параметров $\tau_{\text{п}}$ и $T_{\text{см}}$, обладает скорость транспортировки 4 м/с, на Рисунке 125 показано наложение рассчитанных кривых охлаждения на ТКД. Диапазон рекомендуемого варьирования $T_{\text{см}}$ находится в интервале (270-410) $^\circ\text{C}$, тем самым уменьшается вероятность попадания в бейнитную область на момент смотки полосы в рулон. Уменьшение скорости транспортировки, для достижения более низких значений параметров $T_{\text{см}}$ и $\tau_{\text{п}}$ не представлялось возможным, вследствие соответствующего изменения температуры конца прокатки.

Эксперимент производится в два этапа. На проведение каждого из этапов выделено по одному непрерывнолитому слябу. Последовательность производственного эксперимента следующая. На первом этапе обеспечивается максимальное время паузы – $\tau_{\text{пmax}} = 15\text{-}20$ сек, при верхней границе температуры смотки – $T_{\text{см}} = 400\text{-}450$ $^\circ\text{C}$. На втором этапе обеспечивается минимальное время паузы – $\tau_{\text{пmin}} = 5\text{-}10$ с, при нижней границе по температуре смотки – $T_{\text{см}} = 200\text{-}250$ $^\circ\text{C}$.

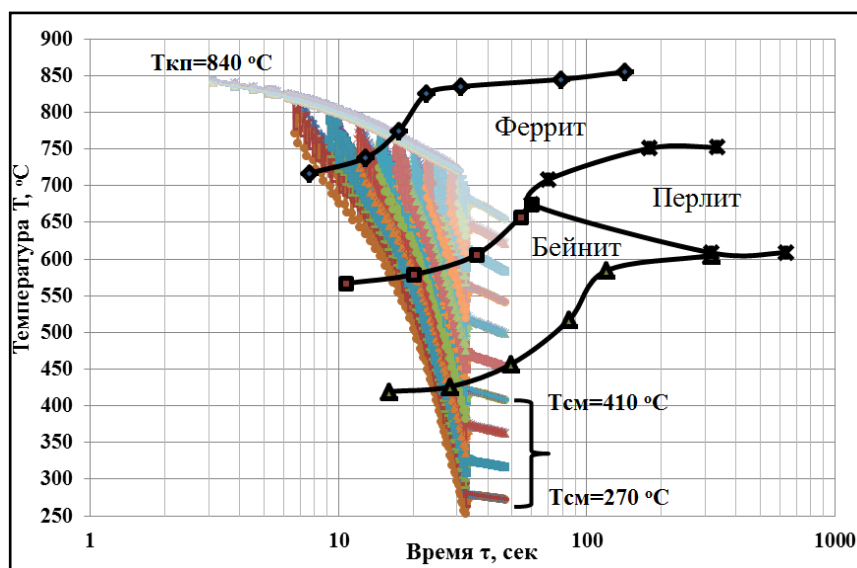


Рисунок 125 – Наложение расчетных режимов ступенчатого охлаждения на ТКД базового состава ДФМС

5.1.2 Программа производственного эксперимента на базовом химическом составе ДФМС в промышленных масштабах ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»

Схема проведения экспериментальной прокатки на двух слябах базового состава ДФМС в промышленных масштабах ШСГП 2000 ПАО «НЛМК» представлена на Рисунке 126. Программа производственного эксперимента предусматривает температуру выдачи сляба под прокатку из методической печи равной в среднем $1250 \pm 30^\circ\text{C}$ (Таблица 22). Прокатка в черновой группе клетей за 7 проходов, в том числе 3 реверсивных прохода в первой универсальной клетки, температуру за пятой клетью (T_5) в диапазоне $(1030 \pm 20^\circ\text{C})$ и толщину раската 34,5 мм. Непрерывную прокатку в чистовой группе клетей за 7 проходов с толщины раската после выхода из ОЛ 34,0 мм до конечной толщины полосы 5,9 мм на выходе из 12 клетки. Межклетьеовое охлаждение, а также все дополнительные системы охлаждения чистовой группы выводятся из работы, скорость прокатки за 12 клетью рекомендуется обеспечить равной 4,0-4,3 м/с, при минимальном ускорении. Температура конца прокатки предусматривается равной $840 \pm 15^\circ\text{C}$ и $820 \pm 15^\circ\text{C}$ по 1-му и 2-му режиму соответственно. На отводящем рольганге (см. Рисунок 127) номер первой включенной секции душирования (ПСНД) задан 35 и 15 в случае 1-го и 2-го режимов соответственно, для обеспечения планируемой воздушной паузы (τ_n) и температуры смотки (T_{cm}).

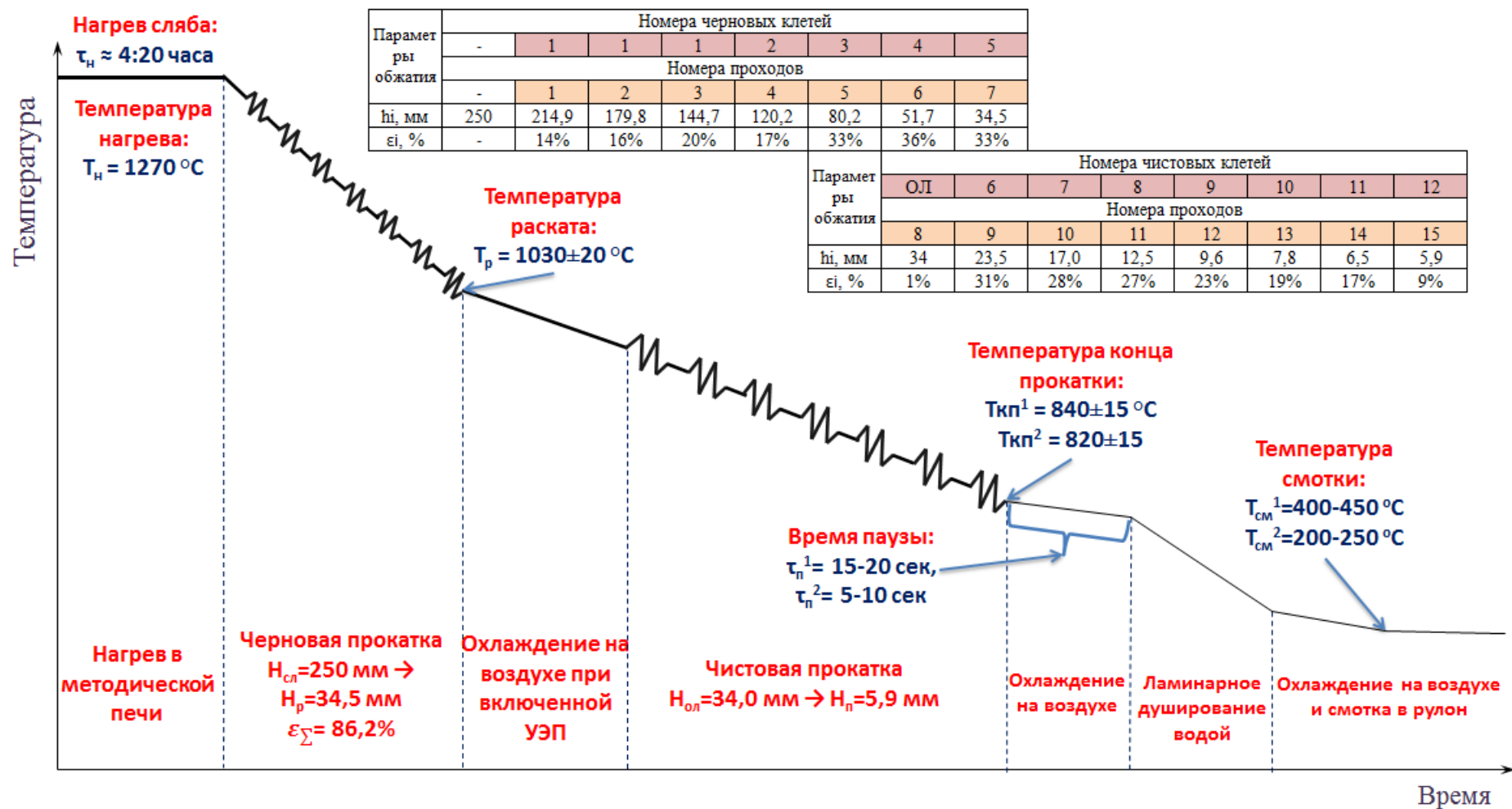


Рисунок 126 – Принципиальная схема режимов горячей прокатки и последующего душирования системой УУО при прокатке двух слябов базового состава ДФМС в масштабах ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»

Таблица 22 – Режим нагрева слябов базового состава в методической печи толкательного типа ШСГП 2000 «НЛМК»

Всл, мм	T ₅ , С	τ _н , час	Температура по зонам печей, °С			
1520	1030±20	≥3	1	2	3	4,5,6
			1220-1280	1180-1240	1280-1360	1200-1320

В_{сл} – ширина сляба, мм; T₅ – температура раската за 5-ой черновой клетью, °С; τ_н – время нагрева, часы.

Эксперимент на базовом составе ДФМС	Номера секций установки ускоренного охлаждения																																							
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40
1 сляб	Плановый порядок работы секций: 1 режим																																							
	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	
2 сляб	Плановый порядок работы секций: 2 режим																																							
	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	
Расшифровка кода работы секции: 1 - включенная секция душирования, 2 - выведенная из работы секция душирования																																								

Рисунок 127 – Режимы работы секций УУО на ОР ШСГП 2000

5.1.3 Анализ влияния технологических параметров горячей прокатки и ускоренного охлаждения на структуру и механические свойства проката

Основные результаты опытно-промышленной прокатки по двум полосам согласно заданной программе эксперимента (см. Рисунок 126) представлены ниже в виде графиков температуры (на трех участках ШСГП), скорости (за 12 клетью) и конечной толщины по длине полосы. Сравнительный анализ температурных режимов горячей прокатки на выходе из черновой (за 5-ой клетью) и чистовой группы (за 12-ой клетью), а также температурно-скоростных условий на выходе из 12 клетки показаны на Рисунок 128. Температурные условия горячей прокатки реализованы в рамках заданных, по программе эксперимента, верхних и нижних допусков. Для обеспечения более высокой температуры конца прокатки 820±20°С на первом этапе эксперимента потребовалось, помимо обеспечения температуры раската на верхней границе допуска, более высокая скорость прокатки и ускорение в чистовой группе.

Сопоставительный анализ деформационно-скоростных условий горячей прокатки на выходе из чистовой группы, вместе с температурным режимом смотки по длине двух полос представлен на Рисунке 129. Конечная толщина проката на большей части длины двух прокатанных полос удовлетворяет установленным допускам. Но более равномерным

по длине оказался деформационный режим прокатки полосы с более высокой скоростью и температурой конца прокатки (полоса №1). Обеспечить стабильную температуру скотки по длине полосы даже при более высоких заданных границах допуска $[400 - 500]$ °C не удалось вследствие интенсивного ускорения чистовой группы стана. Однако вариация температуры скотки в средней и хвостовой частях полосы не превышала заданных границ допуска. Снижение границ допуска по температуре скотки на 200 °C, при проведении второго этапа промышленного эксперимента, даже при минимальном ускорении в чистовой группе не позволили на большей части длины полосы попасть в заданные границы допуска. В результате температура головного участка находилась ниже 200 °C, среднего участка в заданном диапазоне $[200-300]$ °C, а хвостового участка выше 300 °C.

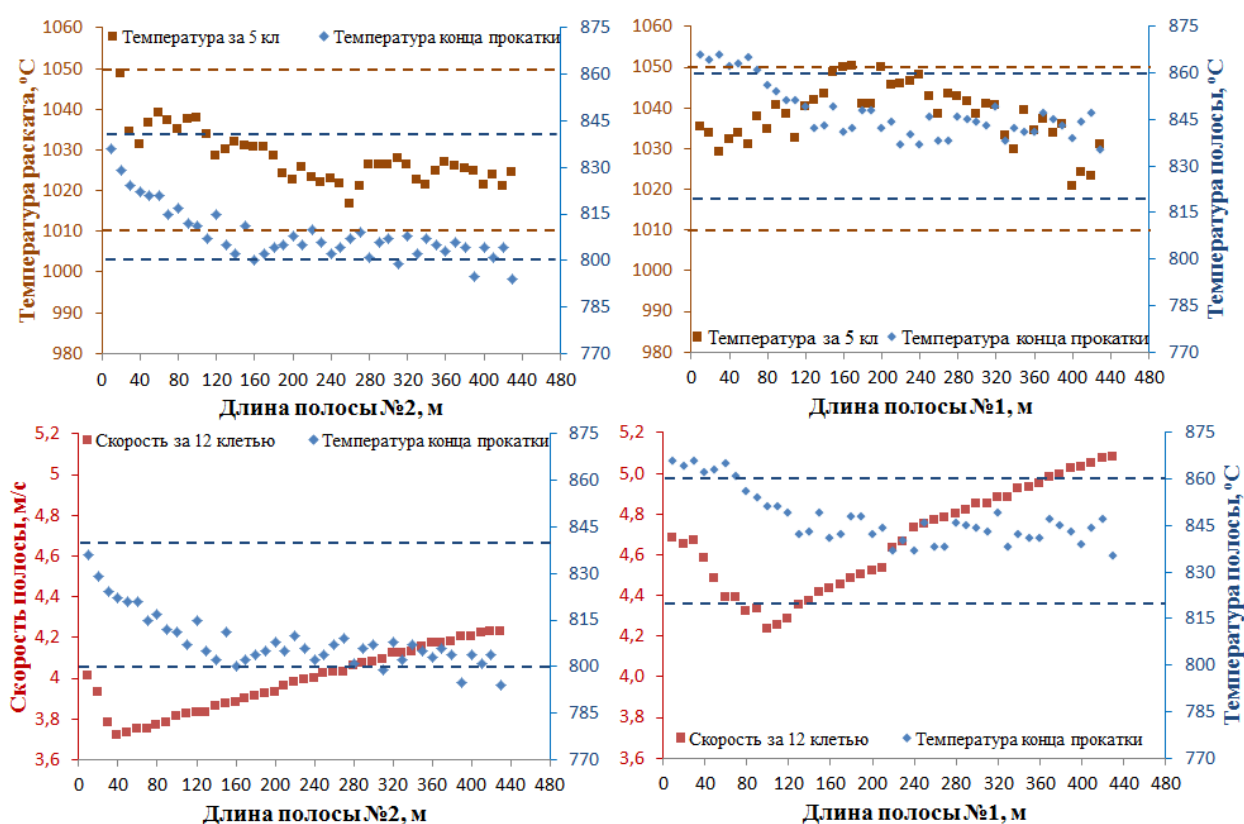


Рисунок 128 – Сопоставительный анализ температурно-скоростных условий горячей прокатки по длине двух прокатанных полос

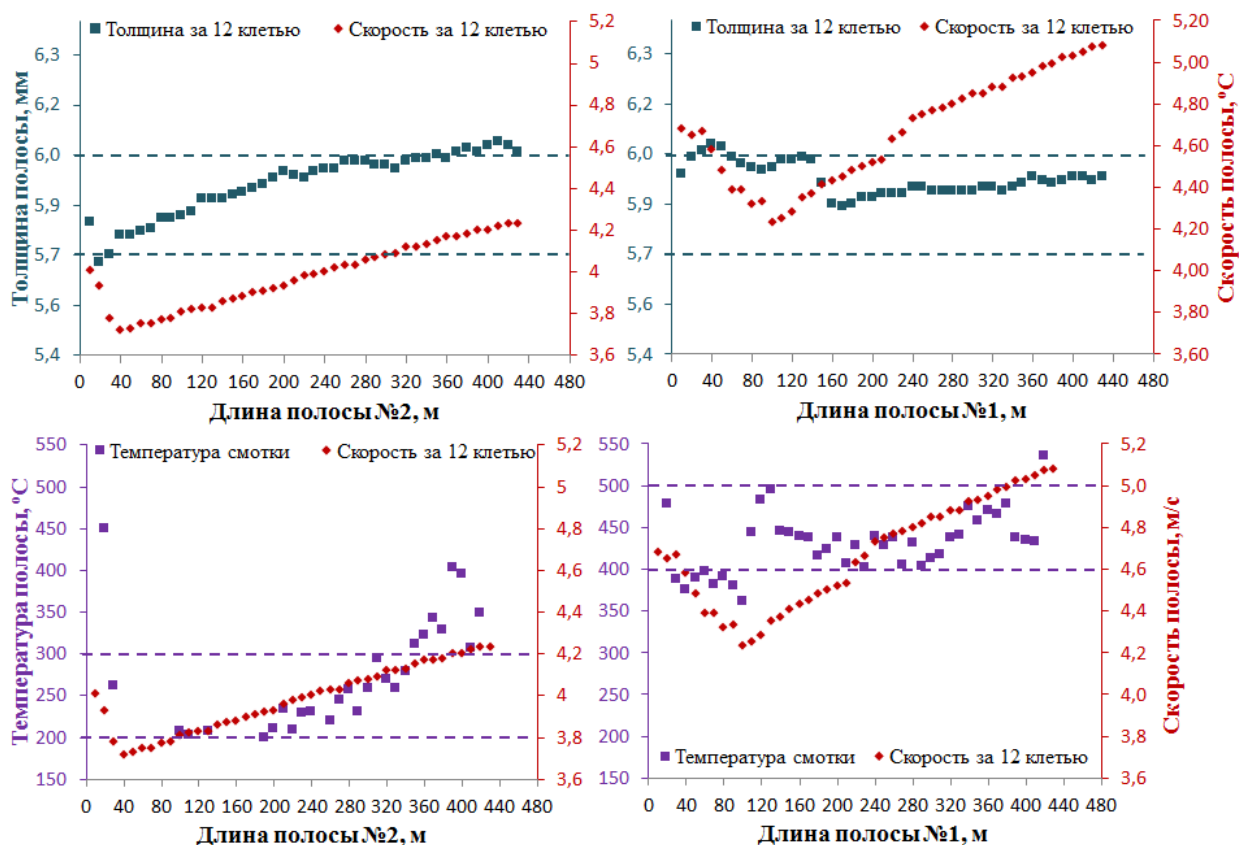


Рисунок 129 – Сопоставительный анализ параметров горячей прокатки на выходе из 12 клетки и температуры скотки по длине прокатанных полос

Процесс транспортировки двух полос по отводящему рольгангу при включенных секциях УУО и скоткой в рулон представлен на Рисунке 130.

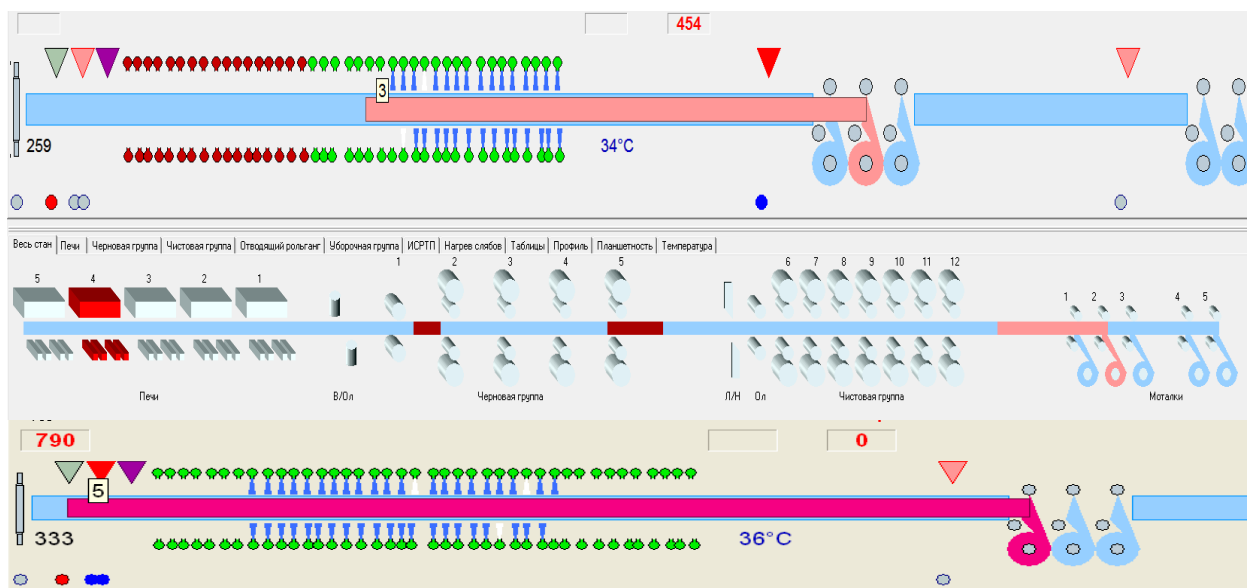


Рисунок 130 – Этап ступенчатого охлаждения с применением УУО и скотка в рулон двух экспериментальных полос на ОР ШСГП ПАО «НЛМК»

Режимы работы УУО и фактические параметры ступенчатого охлаждения на трех участках по длине полосы, представлены на Рисунке 131 и в Таблице 23 соответственно. Режим работы УУО в процессе душирования изменялся незначительно. Температура скотки от головного к хвостовому участку возрастала в среднем на 80 °С, благодаря ускорению чистовой группы.

Отбор проб для проведения металлографического анализа осуществлялся на пяти участках по длине полосы вдоль и поперек направления прокатки. Результаты проведенного металлографического анализа (см. Рисунок 132) указывают на наличие в стали по всей длине полосы ферритно-бейнитной структуры, мартенсит не обнаружен. При этом доля феррита не превышает 65% (± 5), доля бейнита возрастает от переднего к заднему концу полосы, а средний размер зерна феррита измельчается с 8,8 до 7,9 мкм (см. Таблица 24).

Участок по длине полосы	Номера секций установки ускоренного охлаждения																																							
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40
Порядок работы секций: 1-ый режим																																								
головной	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
средний	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0
хвостовой	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Расшифровка кода работы секции: 0 - выключенная секция душирования, 1 - включенная секция душирования, 2 - выведенная из работы секция душирования																																								

Рисунок 131 – Фактические режимы работы секций УУО ОР ШСП 2000 на трех участках по длине полосы №1

Таблица 23 – Параметры ступенчатого охлаждения по длине полосы №1

Участок по длине полосы	Параметры ступенчатого охлаждения					
	Температура, °С			Скорость прокатки за 12 клетью, м/с	Время воздушной выдержки, сек	Количество включенных секций УУО, шт.
	конца прокатки	начала ускоренного охлаждения	смотки			
Головной	865	780	390	4.65	16	23 из 40
Середина	840	765	445	4,66	15	22 из 40
Хвостовой	845	775	470	4,99	14	23 из 40

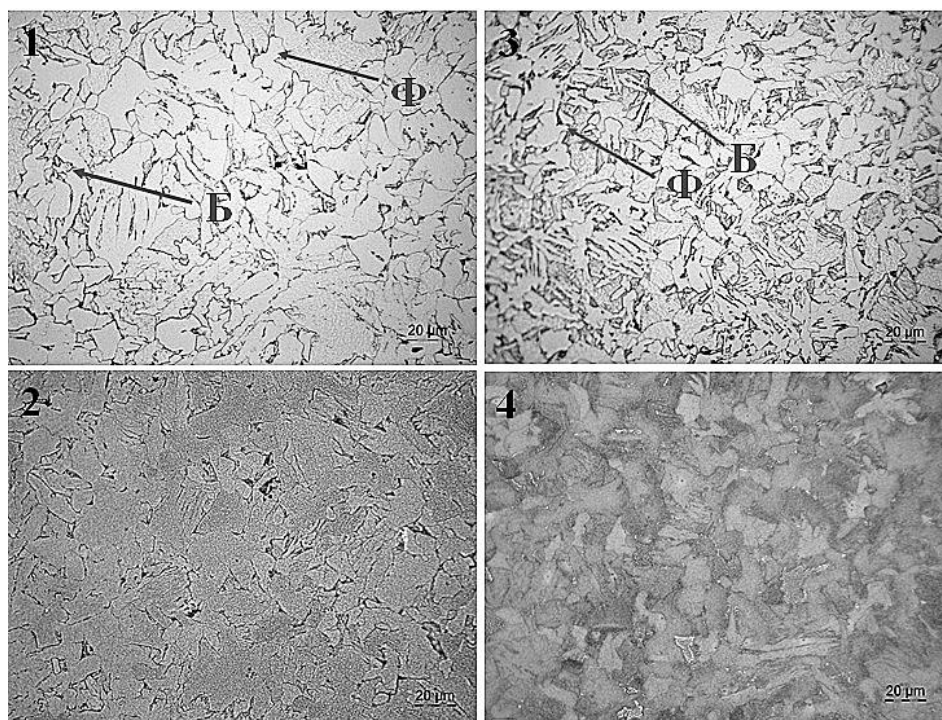


Рисунок 132 – Металлографические снимки, полученные по двум технологиям травления феррит (1, 3) и мартенсит (2, 4): 1, 2 – головная часть полосы №1; 3, 4 – хвостовая часть полосы №1; Ф – феррит, Б – бейнит

Таблица 24 – Результаты анализа микроструктуры по длине полосы №1

Участок по длине полосы	Доля структурной составляющей, %			Средний размер зерна феррита, мкм
	Феррит	Бейнит	Мартенсит	
головной	65±5	35±5	-	8,8±0,15
средний	55±5	45±5	-	8,4±0,1
хвостовой	45±5	55±5	-	7,9±0,2

Фактический режим ступенчатого охлаждения, полученный на первом этапе производственного эксперимента, с наложением на ТКД в головной и хвостовой части полосы представлен на Рисунке 133. Увеличение доли бейнита от переднего к заднему концу связано с повышением температуры смотки ($T_{см}$) с 390 °С до 470 °С, в результате более полного протекания бейнитного превращения на стадии замедленного охлаждения.

Измеренная твердость по длине полосы показана в Таблице 25. Особенность полученных результатов объясняется согласно изменению по длине полосы температуры начала ускоренного охлаждения ($T_{нуо}$). Значения $T_{нуо}$ от головной части (№ 1,2) к середине (№3) полосы уменьшаются, что способствует образованию феррита в стали, а значит

понижению твердости. От середины к хвостовой части (№ 4,5) полосы значения параметра $T_{\text{нуо}}$ вновь повышаются, тем самым обеспечивая рост твердости стали в хвостовой части полосы.

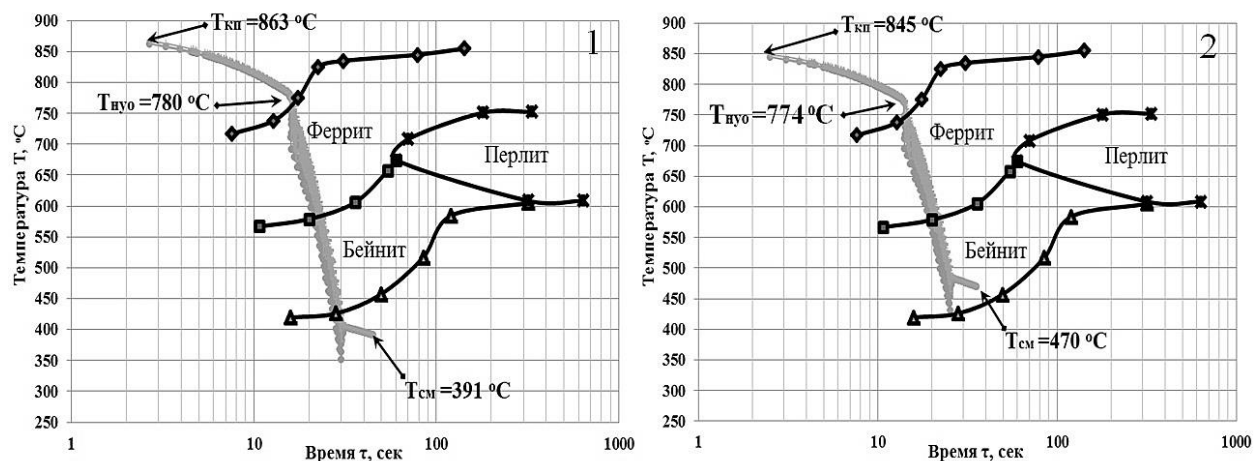


Рисунок 133 – Сопоставительный анализ кривых охлаждения в головной (1) и хвостовой (2) части полосы с ТКД на первом этапе опытно-промышленного эксперимента

Таблица 25 – Результаты измерения твердости по Викерсу, $HV^{1\text{кН}}$, отобранных образцов по длине полосы №1

№ образца ¹	$T_{\text{нуо}}, ^\circ\text{C}$	Направление прокатки		Среднее HV, ед
		вдоль HV, ед	поперек HV, ед	
1	780	155	158	157
2		178	172	175
3	765	156	159	158
4	775	159	162	161
5		167	170	169

¹ нумерация образцов велась, начиная от головной части полосы и заканчивая хвостовой частью полосы

Карта металла для оценки механических свойств вырезалась от хвостового участка полосы вдоль направления прокатки. Полученные результаты механических свойств проката ($\sigma_T = 310 \pm 10$ МПа, $\sigma_B = 440 \pm 10$ МПа, $\delta = 40 \pm 5$ %) удовлетворяют требованиям, предъявляемым в стандарте (52) для холоднокатаной ДФМС класса

прочности DP450, за небольшим отклонением по временному сопротивлению разрыву (σ_B), который должен составлять 450 МПа.

Фактические результаты параметров ступенчатого охлаждения, а также режима работы УУО по длине полосы на втором этапе производственного эксперимента представлены в Таблице 26 и на Рисунке 134. Видно что, в средней части полосы был реализован режим наиболее близкий к ранее рекомендованному. Резкое увеличение температуры смотки со 100 до 360 °С от головного к хвостовому участку объясняется уменьшением количества включенных секций на 10 единиц (с 33 до 23).

Таблица 26 – Параметры ступенчатого охлаждения по длине полосы №2

Участок по длине полосы	Параметры ступенчатого охлаждения					
	Температура, °С			Скорость прокатки за 12 клетью, м/с	Время воздушной выдержки, сек	Количество включенных секций УУО, шт.
	конца прокатки	начала ускоренного охлаждения	смотки			
Головной	825	775	100	3,8	12	33 из 40
Середина	810	765	200	4,0	11	31 из 40
Хвостовой	800	760	360	4,2	10	23 из 40

Участок по длине полосы	Номера секций установки ускоренного охлаждения																																							
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40
Порядок работы секций: 2-ой режим																																								
головной	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	
средний	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	0
хвостовой	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	0	0	0	0	0	0	0
Расшифровка кода работы секции: 0 - выключенная секция душирования, 1 - включенная секция душирования, 2 - выведенная из работы секция душирования																																								

Рисунок 134 – Фактические режимы работы секций УУО ОР ШСГП 2000 на трех участках по длине полосы №2

Результаты металлографического анализа для средней части полосы представлены на Рисунке 135 и Таблице 27. Структура проката помимо ферритной матрицы (65±5 %), включает бейнитные пакеты (25±5 %), а также островки мартенсита (7±3%). Такой структурный состав и соотношение компонент можно считать удовлетворительными, и результаты механических свойств металла (см. Таблица 28), отобранного из середины полосы, подтверждают количественную оценку структурных компонент. Механические свойства проката соответствуют классу прочности DP600, согласно стандарту pr. EN10338 (52) для горячекатаной продукции по всем показателям,

за исключением предела прочности (фактическое значение находится в среднем ниже требуемой на 20 МПа). Для увеличения предела прочности при сохранении остальных показателей в норме необходимо увеличить объемную долю мартенсита в структуре стали на 7-8% в место бейнитной составляющей. Результаты механических испытаний в хвостовой части полосы, которые приведены в Таблице 28 свидетельствуют об анизотропии свойств. Значения прочностных характеристик и пластичности оказались в 1,5-2 раза ниже предъявляемых для класса прочности DP600.

На Рисунке 136 показаны режимы одноступенчатого охлаждения для среднего и хвостового участков по длине полосы, наложенные на ТКД исследуемого состава ДФМС. Значительное снижение температуры конца ускоренного охлаждения и снижение температуры смотки полосы в рулон относительно нижней границы бейнитной области (см. Рисунок 136) послужило увеличению в структуре стали объемной доли феррита и появлению островков мартенсита.

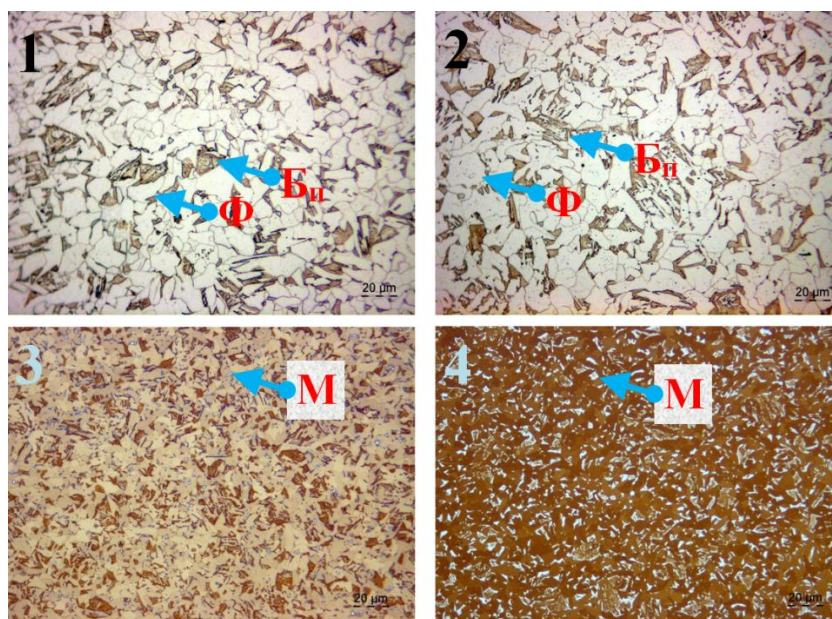


Рисунок 135 – Металлографические снимки, полученные по двум технологиям травления на феррит (1,2) и мартенсит (3,4): 1 и 3 – вдоль направления прокатки; 2 и 4 – поперек направления прокатки; Ф – феррит, Бн – бейнит, М – мартенсит

Таблица 27 – Результаты анализа микроструктуры по длине полосы №2

Участок по длине полосы	Доля структурной составляющей, %			Средний размер зерна феррита, мкм
	Феррит	Бейнит	Мартенсит	
средний	65±5	25±5	7±3	6,5±0,1
хвостовой	55±5	45±5	-	8,4±0,1

Таблица 28 – Результаты механических испытаний для среднего и хвостового участков полосы №2

Место отбора проб по длине полосы	Механические свойства						Твердость	
	σ_T , МПа		σ_B , МПа		δ , %		HV, ед	
	вдоль	поперек	вдоль	поперек	вдоль	поперек	вдоль	поперек
Средняя часть	374	384	568	552	34	33	167	166
Хвостовая часть	328	344	448	450	26	15	133	131

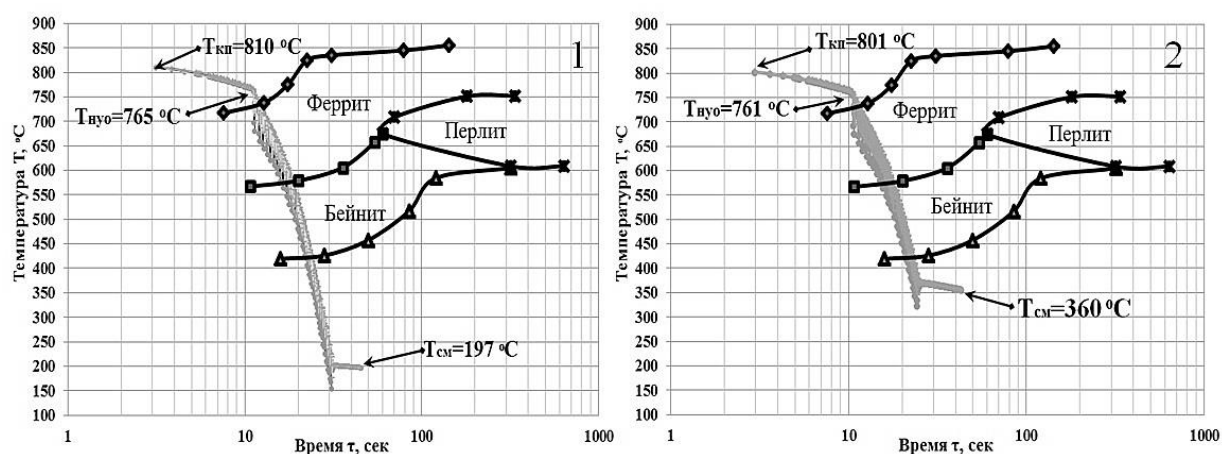


Рисунок 136 – Сопоставительный анализ кривых охлаждения в средней (1) и хвостовой (2) части полосы с ТКД на втором этапе опытно-промышленной прокатки

5.1.4 Предварительные выводы по результатам промышленного эксперимента с базовым химическим составом ДФМС

Назначенная программа горячей прокатки и стратегия одноступенчатого охлаждения на отводящем роллганге ШСП 2000 ПАО «НЛМК» применительно к базовому составу ДФМС действительно актуальна при производстве горячекатаной

ДФМС. Как показал производственный эксперимент, при определенных температурно-скоростных условиях горячей прокатки данная стратегия позволяет обеспечить уровень механических свойств, предъявляемый в стандарте [52] для холоднокатаной ДФМС класса прочности DP450 и горячекатаной ДФМС класса прочности DP600.

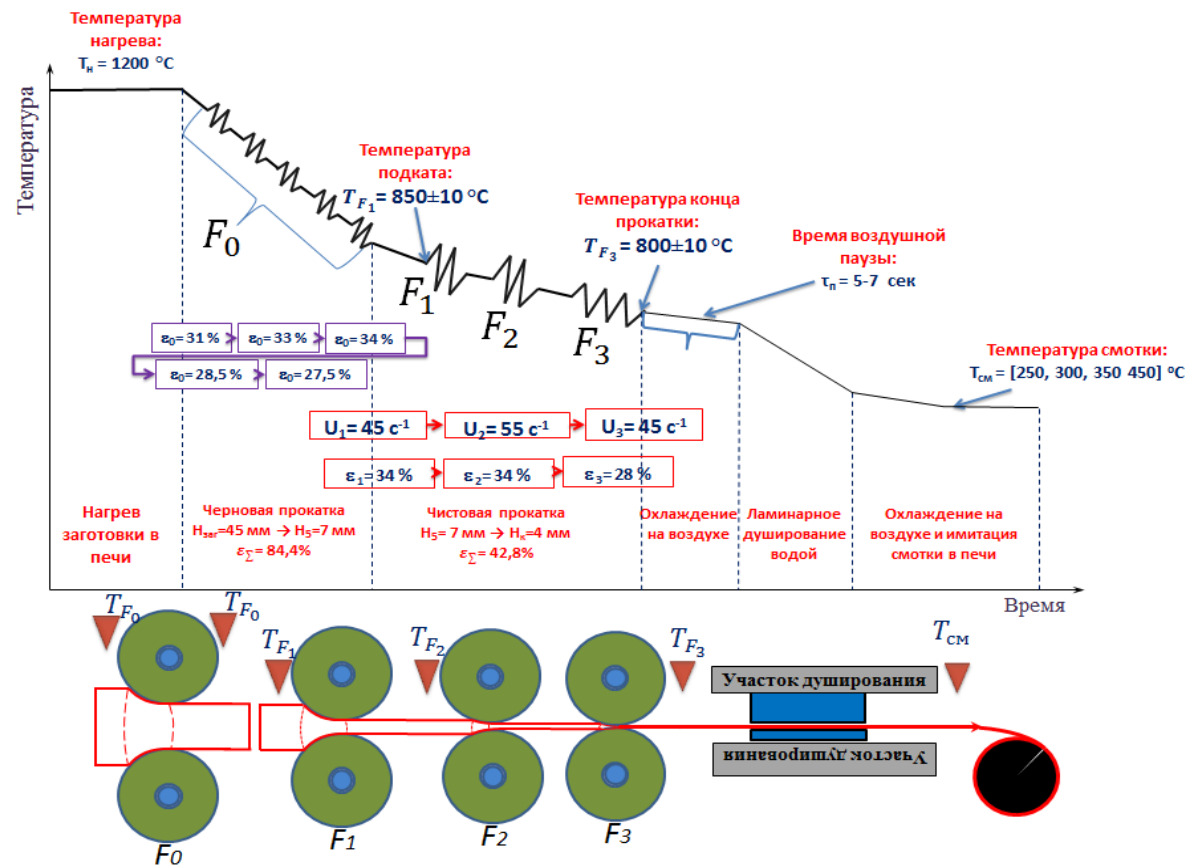
Разрешение задачи получения двухфазной структуры с исследованным химическим составом заключается в следующем, во-первых необходимо увеличивать время паузы для получения нужного количества феррита, во-вторых необходимо снижать температуру скотки, то есть увеличивать количество включенных секций для получения нужного объема бейнито-мартенситной структуры. Проблема состоит в том, что первая и вторая рекомендации противоречат друг другу, то есть увеличение длительности паузы снижает количество включенных секций, тем самым повышая температуру скотки. Это противоречие можно разрешить добавкой в сталь легирующих (Si, Al, Cr, Mn) либо микролегирующих (Nb, P, Ti, C) элементов, способных сдвинуть на термокинетической диаграмме исследуемого химического состава ферритный «нос» вверх и влево, а начало мартенситного превращения вверх. При этом, не допустив увеличение перлитной и бейнитной областей. Тем самым (на начальном этапе охлаждения) мы сможем добиться увеличения длительности пребывания в ферритной области и при повышенных температурах (350-400 °C) обеспечить попадание в мартенситную область на момент скотки полосы в рулон.

5.2 Проведение экспериментов при горячей прокатке на полунепрерывном стане (ПНС) 140 IMF BAF с новым составом ДФМС

5.2.1 Программа эксперимента по горячей прокатке и последующем ускоренном охлаждении на ПНС 140 IMF BAF

Схема программы полупромышленного эксперимента на ПНС 140 IMF BAF представлена на Рисунке 137. Эксперимент на стане начинается с нагрева исходной заготовки в печи до температуры 1200 °C за 15-20 минут. Черновая прокатка в реверсивной клетке проводится за пять проходов с толщины 45 мм на толщину подката равную 7,0 мм, для последующей задачи в чистовую группу при температуре 850±10 °C. Температура черновой прокатки (T_{F0}) контролируется двумя пирометрами, установленными перед реверсивной клетью ДУО и после клетки. В чистовой группе клетей

температура контролируется перед клетями F_1 , F_2 и за клетью F_3 (см. Рисунок 137). Непрерывная прокатка в трех клетях чистовой группы реализуется согласно приведенным на схеме (см. Рисунок 137) деформационно-скоростным условиям горячей прокатки на конечную толщину $4 \pm 0,1$ мм, при температуре конца прокатки 800 ± 10 °С, регистрируемой пирометром T_{F3} . Скорость транспортировки прокатанной ленты по отводящему рольгангу изменяется в диапазоне 2,2-2,5 м/с. Время воздушной паузы перед началом ускоренного охлаждения варьировали в диапазоне 5-7 секунд. Порядок работы системы душирования управляемый ЭВМ будет зависеть от требуемой температуры смотки. Температура смотки регулировали в диапазоне (250-450) °С. Контролирование температуры задачи ленты в печь выдержки, осуществляется переносным пирометром (T_{cm}).



Условные обозначения:

$\varepsilon_0, \varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ – относительная степень деформации по проходам в линии стана

$T_{F0}, T_{F1}, T_{F2}, T_{F3}, T_{CM}$ – температура металла, регистрируемая пирометрами на различных стадиях горячей прокатки

U_1, U_2, U_3 – скорость деформации в трех клетях чистовой группы стана

F_0, F_1, F_2, F_3 – черновая (F_0) и три чистовых (F_1, F_2, F_3) прокатных клетки стана

Рисунок 137 – Схема программы горячей прокатки на ПНС 140 IMF BAF

5.2.2 Совместный анализ влияния температуры скотки на структуру и механические свойства проката

В ходе проведения эксперимента на полунепрерывном стане прокатано 5 заготовок, их деформационный и температурно-скоростной режим горячей прокатки в черновой реверсивной клети представлен в Таблице 29.

Таблица 29 – Режимы черновой прокатки в реверсивной клети стана 140 IMF BAF

Черновая прокатка							
Толщина по проходам, мм	Н0		Н1	Н2	Н3	Н4	Н5
	45		31	21	14	9,8	7,1
Относительная деформация, %			ε ₁	ε ₂	ε ₃	ε ₄	ε ₅
			31,1	32,9	34,1	28,5	27,6
Скорость прокатки, м/с			V ₁	V ₂	V ₃	V ₄	V ₅
			0,5	2	2	2	2
Температура, °С	Тн	Тгдр	Т1	Т2	Т3	Т4	Т5
	1200	1160±15	1030±15	1015±15	970±20	935±15	890±15

Для моделирования фактических деформационных и температурно-скоростных условий горячей прокатки полосы толщиной 4 мм движущейся со скоростью 5 (м/с) на выходе из 12-ой клети НШПС 2000 НЛМК потребовалось снизить скорость прокатки на выходе из последней клети стана 140 до 2,35 (м/с). В Таблице 30 представлены результаты деформационных и температурно-скоростных условий горячей прокатки, полученные в промышленных условиях стана 2000 и после проведения серии прокаток на стане 140 IMF BAF, свидетельствующие о корректно реализованных модельных режимах горячей прокатки полосы толщиной 4 мм в чистовой подгруппе стана 140.

После выхода полосы из последней клети стана 140 имитировались температурно-скоростные условия ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге стана 2000 и скотка полосы в рулон. Реализовано два принципиально отличных друг от друга режима одноступенчатого охлаждения – интенсивный (в ходе которого температура скотки ленты находилась ниже 400 °C) и умеренный (в ходе которого температура скотки ленты составляла 420±15 °C). Полученные варианты температуры скотки для

прокатанных полос вместе с результатами количественной оценки структурных составляющих и механическим свойствами двухфазной стали представлены в Таблице 31.

Таблица 30 – Режимы горячей прокатки в чистовой подгруппе ПНС 140 и 3-х последних клетях чистовой группы НШПС 2000 НЛМК

Чистовая прокатка													
ПНС 140 (эксперимент)							НШПС 2000 (расчет)						
№ клетей	D _p , мм	h, мм	ε, %	V, м/с	u, с ⁻¹	T, °C	№ клетей	D _p , мм	h, мм	ε, %	V, м/с	u, с ⁻¹	T, °C
1	200	5,7	20	1,65	31	-	10	800	5,7	21	3,5	31	-
2	200	4,7	17	2,00	38	-	11	800	4,7	17	4,25	36	-
3	200	4	15	2,35	45	-	12	800	4	15	5	42	-
пирометр перед 1-ой клетью						845±5	перед 10 клетью						845
перед 2-ой клетью						-	перед 11 клетью						835
пирометр за 3-ей клетью						800±5	пирометр за 12 клетью						800

Таблица 31 – Обобщенные результаты количественного анализа структуры и механических свойств в зависимости от температуры смотки для прокатанных лент

Номер ленты	t _{см} , °C	Доля структурной составляющей, %		Механические свойства		
		бейнит + мартенсит, %	феррит, %	Предел текучести σ _т , МПа	Предел прочности σ _в , МПа	Удлинение, %
3	425	20,8	ост	287	609	19
3	425	20,8	ост	286	580	17
3	425	22,6	ост	338	597	29
3	425	22,6	ост	361	607	23
2	360	22,8	ост	404	687	20
2	360	33,2	ост	506	755	17
2	360	33,2	ост	459	725	20
1	345	37,5	ост	522	719	18
1	345	41	ост	570	726	15
4	300	45,6	ост	605	754	13
4	300	41,5	ост	565	755	16
4	300	41,5	ост	574	734	12
5	250	38,4	ост	584	731	16
5	250	39,2	ост	576	742	21
5	250	39,2	ост	504	733	21

Сравнительный анализ двух режимов (P1 – умеренный, P2 – интенсивный) одноступенчатого охлаждения (с использованием ТКД и результатами металлографического анализа) представлен на Рисунке 138. Температура смотки интенсивного режима душирования (P2) в данном случае составляла 250 ± 15 °С. По двум режимам получены удовлетворяющие требованиям стандарта EN pr. 10338 механические свойства класса прочности DP600. Однако структура и механические свойства по длине ленты режима (P2) оказались не стабильными. Нестабильность структуры и механических свойств прослеживалась на всех лентах с интенсивным режимом душирования и температурой смотки ниже 400 °С (см. Таблицу 31). При содержании объемной доли упрочняющей структуры (мартенсита и бейнита) в размере $22 \pm 3\%$ получены свойства, соответствующие классу прочности DP600. Увеличение содержания упрочняющей структуры до $33 \pm 3\%$ приводит к превышению верхнего допуска по пределу текучести [52].

Анализ влияния содержания упрочняющей структуры в двухфазной стали на механические свойства показан на (см. Рисунок 139), в ходе которого выявлены следующие зависимости:

- с понижением содержания упрочняющей структуры уменьшается соотношение между прочностными показателями (σ_T/σ_B), что благоприятно сказывается, как на пластичности, так и на штампуемости автолистовой двухфазной стали;
- при содержании упрочняющей структуры (v_{B+M}) в диапазоне $(22-30) \pm 3$ % комплекс механических свойств удовлетворяет требованиям, предъявляемым для класса прочности DP600 [52];
- за пределами указанного выше диапазона (v_{B+M}), основные показатели механических свойств находятся за пределами нижнего ($v_{B+M} < 22\%$), либо верхнего ($v_{B+M} > 22\%$) допуска [52], прописанного в технической документации для класса прочности DP600.

Анализ влияния температуры смотки (t_{cm}) на формирование конечной структуры и механических свойств нового состава ДФМС представлен на Рисунке 140. В результате проведенного анализа сделаны следующие выводы:

- увеличение температуры смотки позволяет уменьшить содержание упрочняющей структуры (v_{B+M}), снижая, таким образом, прочностные свойства, но при этом, расширяя область равномерной пластической деформации на диаграмме растяжения

(тем самым, уменьшая соотношение σ_T/σ_B), которое регламентируется требованиями технической документации [52];

- в интервале температуры смотки ($t_{см}$) (360 – 420) °C образуется такое количество упрочняющей структуры $(22-30) \pm 3$ %, при котором, как уже было отмечено выше, обеспечивается требуемый комплекс механических свойств двухфазной стали класса прочности DP600;

- низкий уровень достоверности (R^2) построенных аппроксимирующих кривых, объясняется неравномерностью полученных механических свойств по длине прокатанных лент при температуре смотки ниже 400 °C;

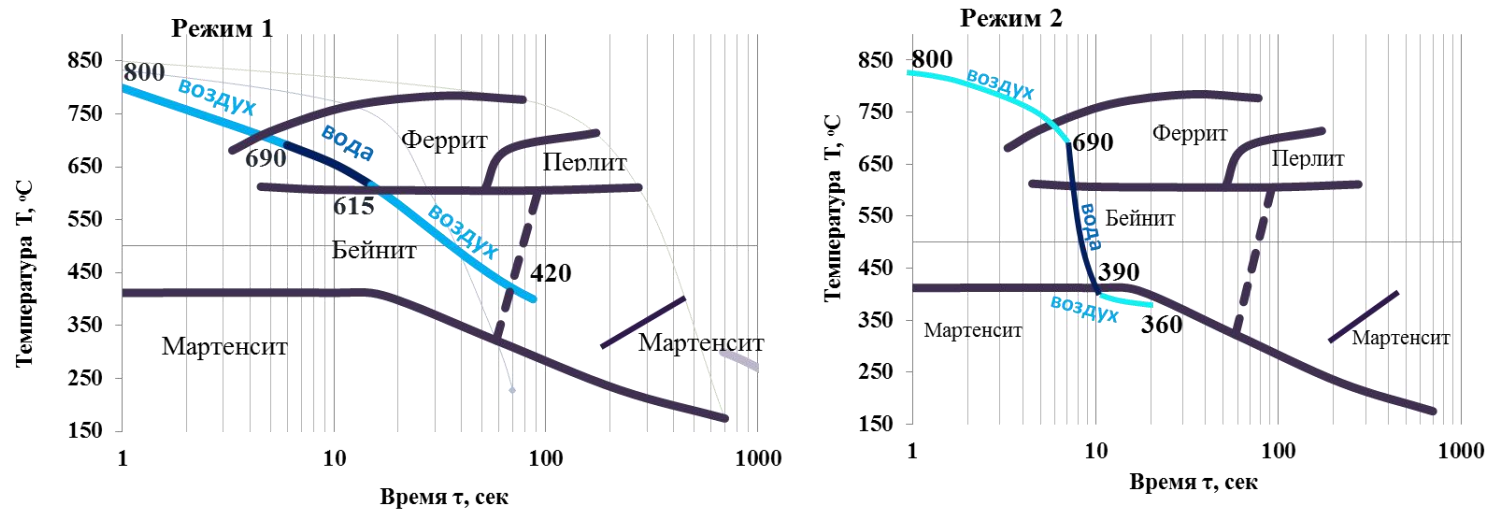
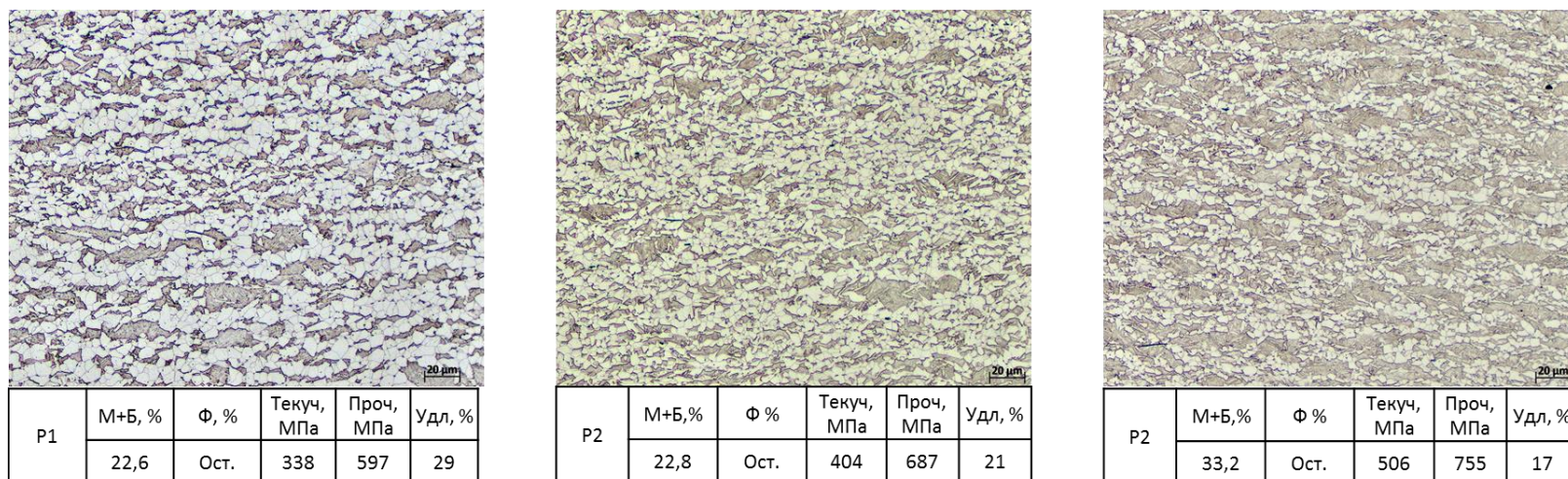


Рисунок 138 – Анализ процессов структурообразования для двух режимов одноступенчатого охлаждения на отводящем рольганге стана 140 с использованием экспериментальной ТКД исследуемого состава двухфазной стали

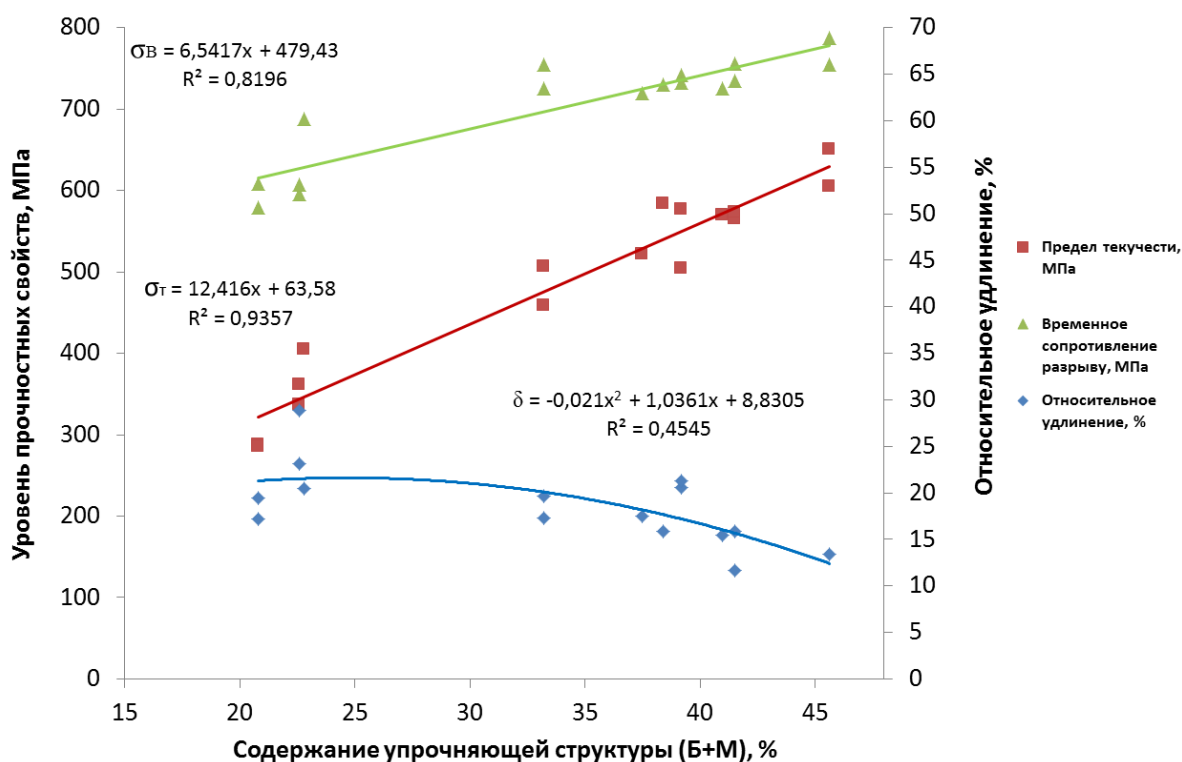


Рисунок 139 – Анализ влияния доли упрочняющей структуры (v_{B+M}) на свойства двухфазной стали

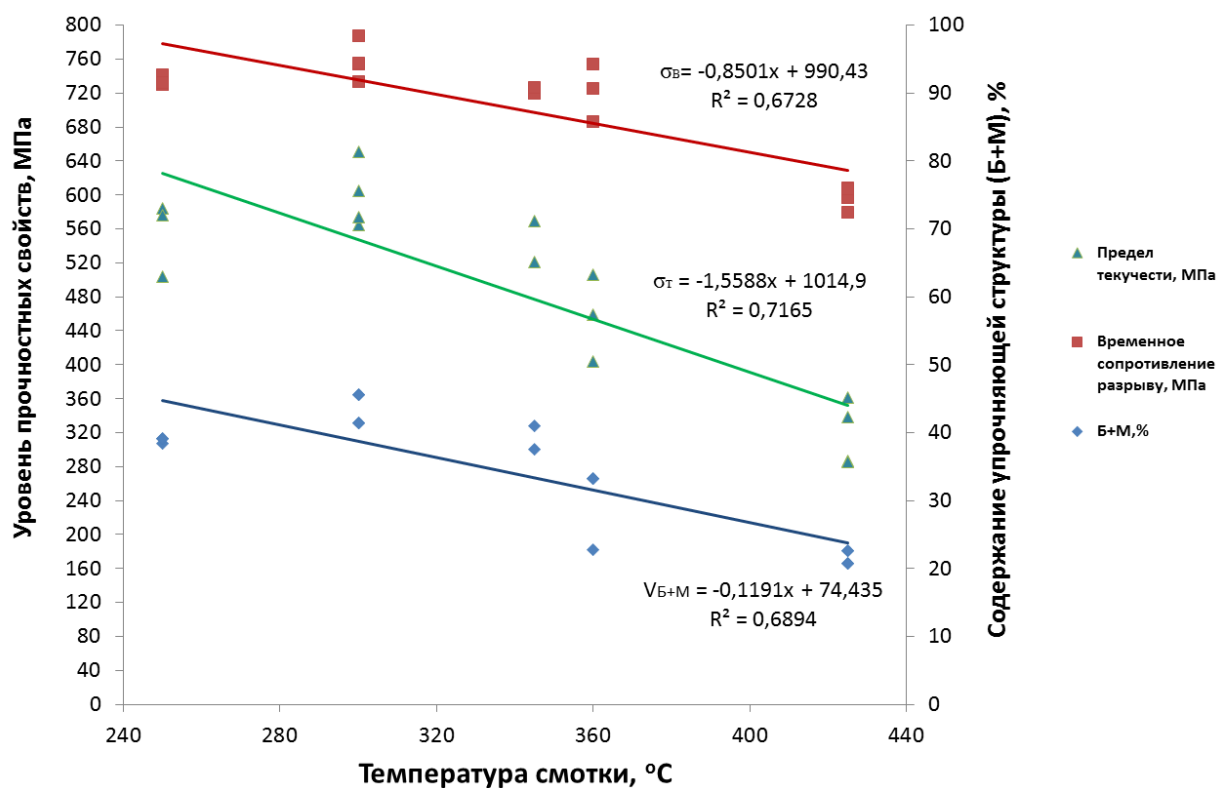


Рисунок 140 – Анализ влияния температуры скотки на структуру и прочностные показатели механических свойств нового состава ДФМС

5.2.3 Выводы и рекомендации по корректировке технологии горячей прокатки и химическому составу ДФМС

1. Стабильные комплекс механических свойств двухфазной стали нового химического состава ДФМС по длине прокатанной ленты получен при умеренном режиме душирования ($15-20\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$) и имитируемой температуре смотки $420 \pm 15\text{ }(^{\circ}\text{C})$.

2. Интенсивный режим душирования ($35-40\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$) и температура смотки ниже $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ не позволяют обеспечить равномерное распределение механических свойств по длине прокатанной ленты.

3. В диапазоне температуры смотки $360-420\text{ }^{\circ}\text{C}$ образуется $(22-30) \pm 3\%$ упрочняющей (бейнито-мартенситной) структурной составляющей, при которой механические свойства соответствуют требованиям технической документации, предъявляемой для двухфазной стали класса прочности DP600.

В ходе последующего промышленного эксперимента следует обратить особое внимание на выбор режима душирования и температуры смотки, с целью обеспечения стабильных условий одноступенчатой стратегии ускоренного охлаждения на отводящем рольганге и равномерного распределения требуемого комплекса механических свойств по всей длине полосы. Для чего необходимо разработать алгоритм ввода управляющих параметров работы установки ускоренного охлаждения при реализации заданных режимов в терминах количества и номеров включенных и выключенных секций отводящего рольганга ШСГП 2000, с использованием разработанной математической модели теплового состояния по толщине металла.

Согласно проведенным исследованиям предложены следующие рекомендации по одноступенчатой стратегии ускоренного охлаждения при последующем проведении опытно-промышленного эксперимента на стане 2000 ПАО «НЛМК»:

- температура конца прокатки: $815 (\pm 15)\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- температура начала ускоренного охлаждения: $745 (\pm 15)\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- интенсивность ускоренного охлаждения душирующей системой должна составлять: $20 (\pm 5)\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$;
- предлагается для дальнейшего опробования два варианта температуры смотки: $370 (\pm 15)\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $450 (\pm 15)\text{ }^{\circ}\text{C}$.

5.3 Опытнo-промышленная прокатка на НШПС 2000 ПАО «НЛМК» и разработка технологии производства горячекатаной ДФМС класса прочности DP600

5.3.1 Рекомендации по температурно-скоростным и деформационным параметрам прокатки и последующему ступенчатому охлаждению на отводящем рольганге

Назначенная программа горячей прокатки и стратегия одноступенчатого охлаждения на отводящем рольганге ШСГП 2000 ПАО «НЛМК» применительно к базовому составу ДФМС действительно актуальна при производстве горячекатаной ДФМС. Как показал производственный эксперимент, при определенных температурно-скоростных условиях горячей прокатки данная стратегия позволяет обеспечить уровень механических свойств, предъявляемый в стандарте [52] для холоднокатаной ДФМС класса прочности DP450 и горячекатаной ДФМС класса прочности DP600.

Режим нагрева слэбов типоразмером 250x1270 мм для нового химического состава в печах с шагающими балками, принятый согласно одной из позиций технической инструкции на нагрев ПАО «НЛМК» приведен в Таблице 32.

Таблица 32 – Режим нагрева слэбов нового состава ДФМС в методических печах ШСГП 2000 «НЛМК»

T ₅ , °C	τ _н , ч-мин	T _н , °C	Температура по зонам печей, °C							
			1	2	3	4	5	6	7,8	9,10
980-1020	[2-40; 3-30]	1280-1290	1260	1240	1340	1300	1350	1310	1330	1280

T_н – температура слэба на момент выдачи из печи, T₅ – температура раската за 5-ой черновой клетью, °C;

Деформационный режимы горячей прокатки в черновой и чистовой группе ШСГП 2000 для получения конечного типоразмера полосы 3,9x1250 мм из слэба 250x1270 мм показаны на Рисунке 141. Температуру раската за пятой клетью (T_р) предусматривается получить 1000 (±20) °C при толщине раската 33,5 мм. Все системы принудительного охлаждения в чистовой группе отключаются.

Температурный режим в чистовой группе включает низкую температуру конца прокатки, равную $815 (\pm 15) ^\circ\text{C}$. Предусматривается обеспечение стабильной скорости прокатки на уровне $4,5 (\pm 0,5)$ (м/с), с минимальным ускорением. Порядок и количество включенных и выведенных из работы секций задается в зависимости от принимаемой стратегии ступенчатого охлаждения. Стратегия разрабатывается из условия получения необходимой температуры начала ускоренного охлаждения ($T_{\text{нуо}}$) и температуры смотки ($T_{\text{см}}$). На Рисунке 142 показаны планируемые стратегии работы душирующей системы при реализации одноступенчатой схемы охлаждения для 4-х прокатанных полос. С каждым последующим экспериментом количество выведенных из работы секций душирования (код работы секции – 2, на схемах душирования), увеличивалось, для обеспечения стабильности плановой температуры смотки. Первый и второй режимы душирования характеризуются умеренной скоростью охлаждения ($20\text{-}25 ^\circ\text{C}/\text{с}$) с увеличенным количеством доступных для включения номеров полусекций УУО и более низкой температурой смотки $t_{\text{см}}=370 (\pm 15)^\circ\text{C}$. Третий режим душирования отличается наименьшим количеством доступных для включения полусекций, и более высокой температурой смотки $450 (\pm 15)^\circ\text{C}$, в сравнении с предыдущими стратегиями.

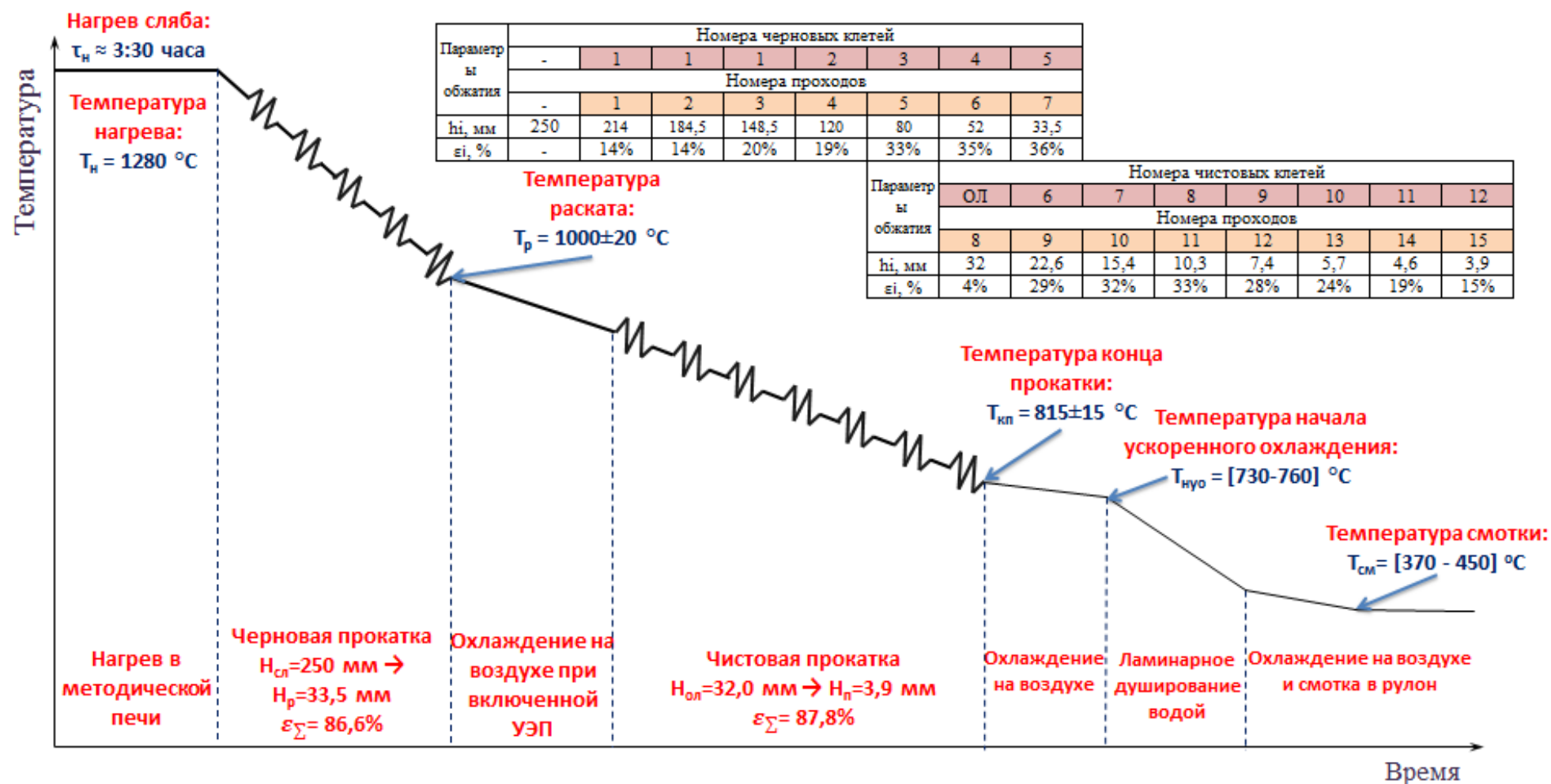


Рисунок 141 – Принципиальная схема режимов горячей прокатки и последующего душирования УУО при прокатке нового состава ДФМС в масштабах ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»

Номера секций																																								Тсм, °С
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	
1 режим душирования																																								
2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	370±15
2 режим душирования																																								
2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	370±15
3 режим душирования																																								
2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	450±15
Расшифровка кода работы секции: 1 - включенная секция душирования, 2 - выведенная из работы секция душирования																																								

Рисунок 142 – Планируемый порядок включения секций душирования системой ускоренного охлаждения и расчетная температура смотки (Т_{см}) полосы типоразмером 4x1250 мм

5.3.2 Комплексный анализ влияния параметров горячей прокатки и ускоренного охлаждения в линии НШПС на структуру и механические свойства

Первая пара слябов реализована в ходе опробования первого и второго режима душирования. Вторая пара слябов, в процессе апробации третьего режима душирования.

В Приложении И (см. рисунок 1, 2) объединены результаты сравнительного анализа параметров горячей прокатки на выходе из 12-ой клетки чистового стана 2000 с механическими свойствами по длине 4-х прокатанных полос.

В процессе горячей прокатки первой (№№ 1 и 2) и второй (№№ 3 и 4) пары полос каждый раз прослеживается постепенная стабилизация деформационного и температурно-скоростного режимов в чистовой группе клеток. Которая обусловлена необходимостью постепенной перенастройки стана на новый режим прокатки заданного типоразмера полосы 4x1250 мм. Вследствие чего режимы горячей прокатки по всей длине полосы №2 и №4, реализованы согласно плановой программе проведения опытно-промышленного эксперимента.

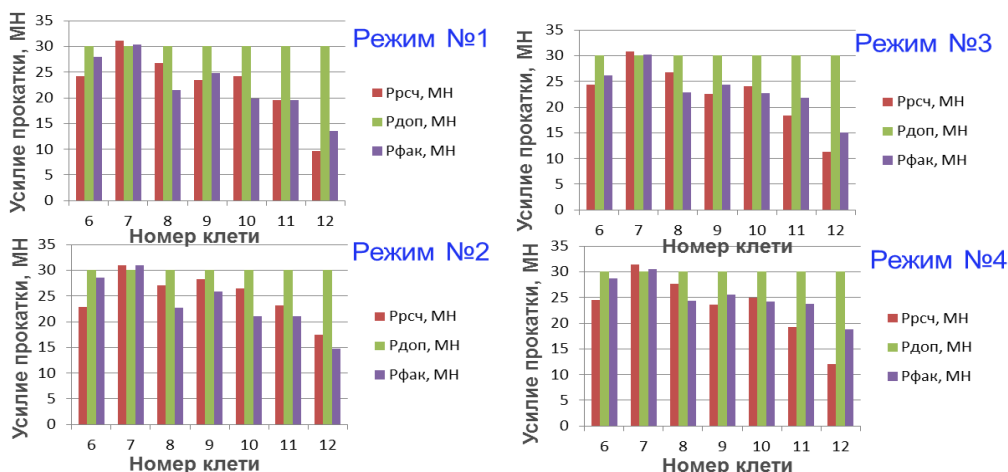
Однако в ходе анализа построенных диаграмм, описывающих распределение фактического, расчетного и допустимого усилия по проходам в чистовой группе клеток выявлена явная перегрузка 7-ой клетки широкополосового стана 2000 (см. Рисунок 143) при прокатке всех 4-х полос. Что свидетельствует о необходимости пересмотра предложенных температурно-скоростных и деформационных условий горячей прокатки полосы типоразмером 4x1250мм в линии НШПС 2000.

В результате обеспечения заданной температуры смотки на уровне 370 (±15)°С, согласно первым двум стратегиям душирования, получены неравномерные механические

свойства по длине прокатанных полос, вследствие нестабильной работы пирометра, установленного перед смоткой полосы в рулон. Однако на отдельных участках по длине двух полос получен требуемый комплекс механических свойств двухфазной стали класса прочности DP600 (см. Приложении И – рисунок 3).

Повышение температуры смотки, благодаря уменьшению количества доступных для включения полусекций в 3-м режиме душирования, позволило стабилизировать процесс регистрации пирометром температуры смотки полосы в рулон. В результате чего, были получены равномерные по всей длине полосы №4 механические свойства. Однако фактическая температура смотки оказалась выше планируемой, поэтому уровень временного сопротивления разрыву (σ_B) получился ниже допустимого, согласно требованиям технической документации для двухфазной стали класса прочности DP600 (см. Рисунок 144). Что свидетельствует о целесообразности последующей корректировки стратегии ускоренного охлаждения на отводящем рольганге стана 2000 ПАО «НЛМК» для обеспечения заданного и стабильного уровня механических свойств горячекатаной двухфазной стали.

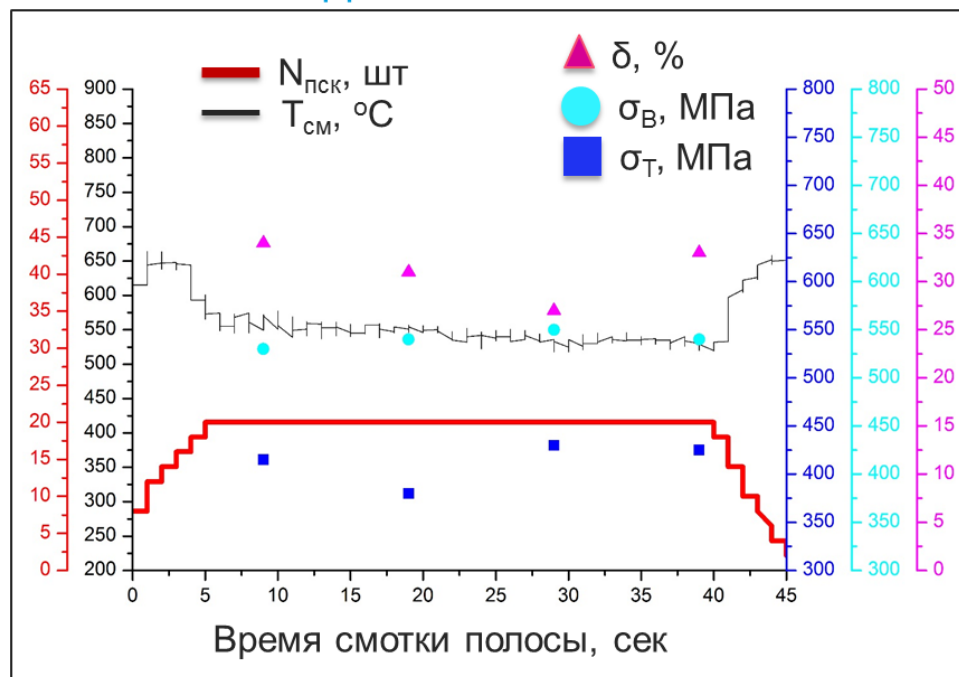
№ режима прокатки	Деформационный режим в чистовой группе (обжатия по проходам)							
	ОЛ	К6	К7	К8	К9	К10	К11	К12
1	0,4%	33%	35%	31%	25%	22%	16%	10%
2	0,4%	32%	36%	31%	29%	23%	19%	13%
3	0,4%	30%	32%	28%	26%	24%	20%	16%
4	0,4%	33%	32%	30%	29%	26%	20%	14%



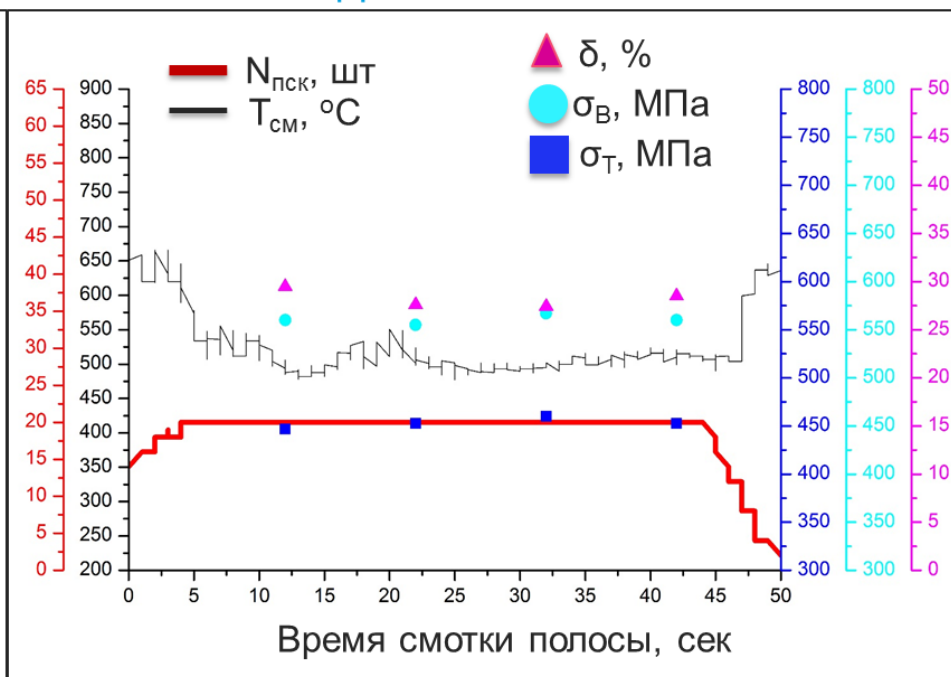
$P_{рсч}$, $P_{доп}$, $P_{фак}$ – расчетное, допустимое, фактическое усилие прокатки соответственно, МН

Рисунок 143 – Анализ распределения усилия прокатки по результатам проведения опытно-промышленной прокатки на новом химическом составе ДФМС

Режим охлаждения: полоса №3



Режим охлаждения: полоса №4



Требования стандарта pr. EN10338 для класса прочности DP600

σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %
330-460	≥ 580	≥ 19

Рисунок 144 – Сравнительный анализ параметров ступенчатого охлаждения ($N_{пск}$ – количество включенных полусекций; $T_{см}$ – температура сматки) с результатами механических свойств на 4-х участках по длине полосы (№3,4) и предъявляемые к ним требования для двухфазной стали класса прочности DP600

ускоренного охлаждения не превышает 755 °С, при этом сматывать полосу в рулон рекомендуется в температурном диапазоне 400-465 °С.

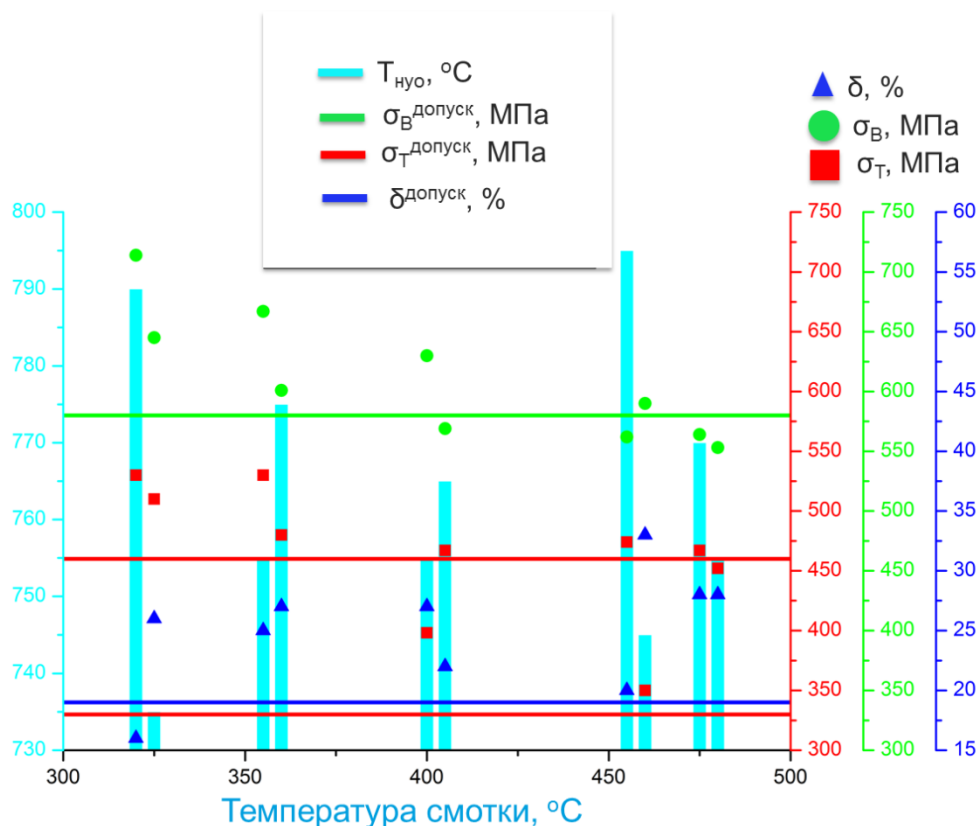


Рисунок 146 – Совместный анализ влияния параметров ступенчатого охлаждения на механические свойства нового состава ДФМС

5.3.3 Корректировка технологической инструкции по горячей прокатке стали класса прочности DP600 на стане 2000 НЛМК

Программа скорректированной технологии производства горячекатаной ДФМС класса прочности DP600 для предложенного нового экономнолегированного химического состава показана на Рисунке 147. Ее отличительной особенностью является требование по повышению температуры конца черновой прокатки ($T_5 = 1025(\pm 20) ^\circ\text{C}$), путем увеличения времени нагрева сляба в печи ($\tau_{\text{п}} \approx 4:10$ часа). Что позволит при последующей чистовой прокатке разрешить проблему перегрузки 7 клетки стана 2000. Перераспределены обжиги чистового стана для обеспечения полной загрузки электродвигателей первых четырех

клетей, остальные на 80, 70% и 65% соответственно. Прокатку следует заканчивать при температуре: $815(\pm 15)^\circ\text{C}$.

Стратегия последующего ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге назначается согласно следующим температурно-временным условиям:

- время воздушного охлаждения после конца прокатки должно обеспечить температуру начала ускоренного охлаждения ($T_{\text{нуб}}$) на уровне: $740 (\pm 15)^\circ\text{C}$;
- режим ускоренного охлаждения полосы осуществляется со скоростью: $20\text{--}25^\circ\text{C}/\text{сек}$ для достижения оптимальной температуры скотки в пределах $430(\pm 20)^\circ\text{C}$.

Согласно скорректированным условиям горячей прокатки и последующего одноступенчатого охлаждения перед скоткой полосы в рулон, произведен расчет на математической модели теплового состояния по толщине металла на участках промежуточного рольганга, чистовой группы клетей и отводящего рольганга стана 2000 ПАО «НЛМК».

Распределение расчетной температуры на участке промежуточного рольганга и чистовой группы клетей, а также расчетного и допустимого усилия по клетям чистового стана 2000 показаны в Приложении К – рисунок 1. Откуда видно, что при нижнем уровне рекомендованной температуры за 5 клетью (T_5): 1005°C получена необходимая температура конца прокатки ($T_{\text{кп}}$): 812°C , при этом нагрузки по усилию прокатки не превышают допустимые во всех клетях чистового стана 2000.

Предложенный в ходе расчетов на математической модели алгоритм ввода количества и номеров включенных и выключенных секций отводящего рольганга стана 2000 (см. Приложение К – рисунок 2) позволяет обеспечить требуемые температурно-скоростные условия охлаждения от момента выхода полосы на отводящий рольганг и до момента скотки в рулон.

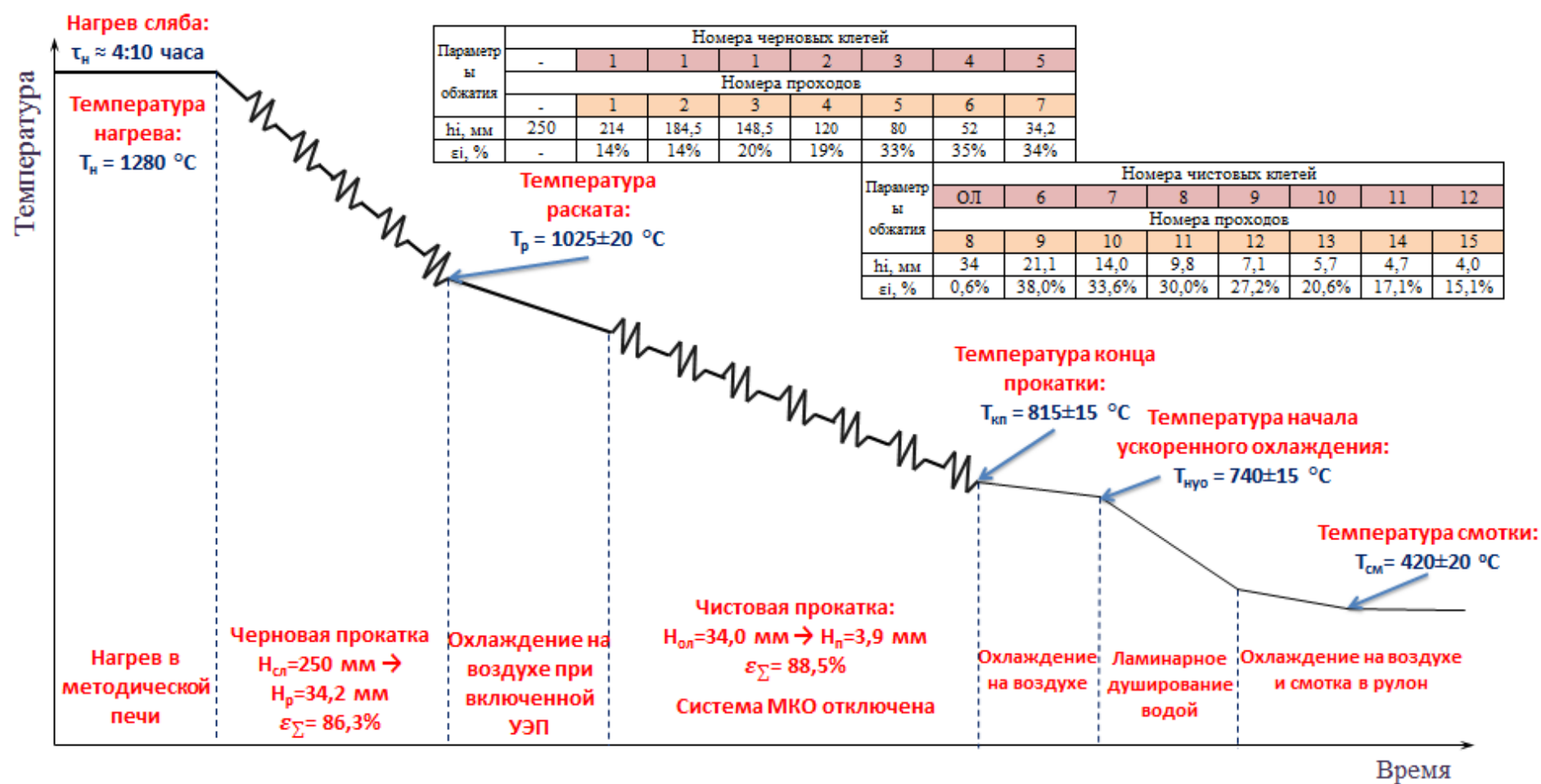


Рисунок 147 – Скорректированная программа горячей прокатки и последующего одноступенчатого охлаждения на отводящем рольганге ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»

5.4 Выводы по главе

1. Разработана и реализована методика корректировки параметров охлаждения с использованием термокинетических диаграмм и модели теплового состояния, описывающих процессы структурообразования после горячей прокатки, для обеспечения требуемой конечной структуры и однородности свойств проката по длине.

2. Установлены деформационно-скоростные, температурные и временные параметры горячей прокатки и последеформационного ускоренного охлаждения, обеспечивающие заданную структуру и требуемый комплекс механических свойств экономнолегированной двухфазной стали разработанного химического состава класса прочности DP600 в условиях ШСГП.

3. Установлено, что эффективно регулировать количество ферритной составляющей кроме температуры конца прокатки, позволяет и температура начала ускоренного охлаждения, а интенсивность ускоренного охлаждения – размер зерна феррита. Для получения ферритного зерна размером 4-6 мкм, прокатку следует заканчивать при температуре: $815 (\pm 15) ^\circ\text{C}$, а режим ускоренного охлаждения полосы осуществлять со скоростью: $20-25 ^\circ\text{C}/\text{сек}$. Для образования оптимального количества феррита, время воздушного охлаждения после конца прокатки должно обеспечить температуру начала ламинарного охлаждения на уровне $740 (\pm 15) ^\circ\text{C}$.

4. Образование оптимального количества бейнитной и мартенситной структурных составляющих, обеспечивается регулированием интенсивности ускоренного охлаждения для достижения оптимальной температуры смотки в пределах $430 (\pm 20) ^\circ\text{C}$.

5. Усовершенствована и опробована в промышленных условиях технология производства высококачественного полосового проката из стали класса прочности DP600 типоразмером 4x1250 мм, отличительной особенностью которой является применение последеформационного одноступенчатого охлаждения на отводящем рольганге НШПС.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Показана принципиальная возможность и целесообразность замены процесса холодной прокатки с последующей термообработкой на использование процесса горячей прокатки и последующего ступенчатого охлаждения на отводящем рольганге ШСГП 2000 ПАО «НЛМК» для получения высокопрочного автолистового проката из феррито-мартенситной стали в диапазоне класса прочности DP600.

2. Предложены и адаптированы применительно к современным установкам и приборам методики экспериментальных исследований пластических характеристик ДФМС при горячей деформации, а также процессов формирования структуры и механических свойств с использованием ТКД при ступенчатом охлаждении на отводящем рольганге ШСГП.

3. На основе анализа построенных ТКД для 4-х вариантов ДФМС, предложен новый экономнолегированный химический состав, для которого в условиях ШСГП достигается требуемый для стали класса прочности DP600 комплекс механических свойств.

4. Получены регрессионные уравнения для определения сопротивления деформации по методике В.И. Зюзина. Проведена корректировка результатов расчетов сопротивления деформации с учетом неполного разупрочнения за время пауз в последних чистовых проходах ШСГП.

5. Предложенный состав ДФМС (с увеличенным содержанием алюминия вместо других более дорогих элементов) проявляет большую склонность к измельчению размера зерна феррита (примерно, на 20-25 %) по сравнению с базовым составом.

6. Разработана и адаптирована к условиям ШСГП 2000 математическая модель теплового состояния по толщине металла на участке от пятой черновой клетки до моталок. Модель учитывает экранирование раската на промежуточном рольганге, тепловыделение при пластической деформации и изменение теплового баланса, обусловленного протеканием полиморфного превращения. Максимальное расхождение показаний рабочего пирометра (при стабильной его работе) с данными расчёта для центра по ширине полосы в ходе промышленного эксперимента не превышала 25 °С.

7. Установлено, что эффективно регулировать количество ферритной составляющей кроме температуры конца прокатки, позволяет и температура начала ускоренного охлаждения, а интенсивность ускоренного охлаждения – размер зерна феррита. Для получения ферритного зерна размером 4-6 мкм, прокатку следует заканчивать при температуре: 815 (±15) °С, а режим ускоренного охлаждения полосы

осуществлять со скоростью: 20-25 °С/сек. Для образования оптимального количества феррита, время воздушного охлаждения после конца прокатки должно обеспечить температуру начала ускоренного охлаждения на уровне 740 (±15) °С.

8. Образование оптимального количества бейнитной и мартенситной структурных составляющих, обеспечивается регулированием интенсивности ускоренного охлаждения для достижения оптимальной температуры смотки в пределах 430 (±20) °С.

9. Полученные выше научные результаты положены в основу технологии производства горячекатаной ДФМС класса прочности DP600 для предложенного нового экономнолегированного химического состава. Использование математической модели теплового состояния по толщине металла позволило определить деформационные и температурно-скоростные параметры прокатки, а также порядок и количество включения полусекций душирования на отводящем рольганге.

10. Разработанная технология опробована на полупромышленном стане 140 IMF BAF и промышленном ШСГП 2000 ПАО «НЛМК» для толщин 4 и 6 мм. Совокупность разработанных технологических решений позволяет обеспечить получение горячекатаного проката двухфазной стали класса прочности DP600 с уровнем свойств, удовлетворяющим требованиям европейского стандарта pr. EN 10338:2015.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hartmann G., Muschenborn W. , Schneider S. and Simon R. Neue Entwicklungen in der Blechumformung. DGM Verlag. 1996 г., стр. 1-29.
2. Magee, C.L. SAE Reprint 820147. 1982 г.
3. Шахпазов Е.Х., и др. Развитие проката повышенной прочности для автомобилестроения. Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2007 г., 1.
4. Эволюция структуры высокопрочной двухфазной стали при горячей прокатке. Колбасников Н.Г., Безобразов Ю.А., Наумов А.А. 2013 г., Сталь , стр. 73-77.
5. Беньковский М.А., Масленников В.А. Автолистовая сталь и тонкий лист. Череповец: Издательство "Череповец", 2007.
6. Нищик, Александр Владимирович. Управление формированием структуры и свойств холоднокатаного проката двухфазных ферритомартенситных сталей. Москва: Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук, 2016 г.
7. Пути повышения потребительских свойств сталей для автомобилестроения. Филиппов Г.А., Родионова И.Г. Москва: Издательство "Металлург", 2004. Пути повышения потребительских свойств сталей для автомобилестроения. стр. 144-156. 0026-0827.
8. Global Comparison of Passenger Car and Light Commercial Vehicle Fuel Economy /GHG. [В Интернете] February 2014 г. [Цитировано: 30 Январь 2018 г.] www.theicct.org.
9. ULSAB-AVC-Technical Transfer Dispatch №6 Consortium. 2001, Jan. ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concepts) Overview Report. Веб-сайт корпорации WorldAutoSteel. [В Интернете] [Цитировано: 28 Январь 2018 г.] www.worldautosteel.org.
10. Consortium, Ulsab-AVC. ULSAB. WorldAutoSteel. [В Интернете] [Цитировано: 28 Январь 2018 г.] www.worldautosteel.org/projects/ulsab.
11. Microalloying of Cold-Formable Multi Phase Steel Grades. Bleck W., Phiu-On K. Switzerland : Microalloying for New Steel Processes and Applications, 2005. стр. 97-114.
12. Keeler S., Kimchi M., Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0. AHSS Guidelines. worldautosteel. [В Интернете] April 2017 г. [Цитировано: 31 Январь 2018 г.] www.worldautosteel.org.
13. Les aciers : hier, aujourd'hui et demain. Mudry F., Le Bon A., Bulthé R. Novembre 2004 г., La Revue de Métallurgie, CIT.
14. Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology. Bhattacharya D. 1, 2011 г., Metallurgical Industry Press, T. X.

15. L'innovation chez Arcelor. Granboulan J.: La Revue de Métallurgie, CIT, 2005 г.
16. Advanced high strength steels for automotive industry. Kuziak R., Kawalla R., Waengler S.: Archives Of Civil and Mechanical Engineering, 2008 г., T. VIII.
17. Processing Microstructure and Properties of HSLA Steels. Kim C. Warrendale (PA): TMS, 1988 г., стр. 373-378.
18. A unique high-strength sheet steels with superior ductility. Rashid M.S.: SAE Reprint, 1976 г. 760206.
19. Coldren A.P. and Tither G.: Journal of Metals 30, 1978 г.
20. HSLA Steels Technology and Applications. Vlad C.M., Ahrndt G. and K. Hulka: ASM, Metals Park (OH), 1984 г., стр. 329-339.
21. Mizui M. and Takahashi M.: I&SM, Sept. 1992. стр. 31-38.
22. Family of high strength cold rolled steels. Hayami S., Furukawa T. Washington: Microalloying 75 on high strength low alloy steels, 1975.
23. Davies R.G., Magee G.L. Physical metallurgy of dual phase steels.: in ref. .
24. Sarosiek A.H., Owen W.S. On the importance of extrinsic transformation accommodation hardening in dual phase steels. Scr. met. Scr.met., 1983 г., T. 17, 2, стр. 227-231.
25. Baollger N.K., Gladman T. Work hardening of dual phase steels.: Met. Sci., 1981.
26. Davies R.G. Tempering characteristics of vanadium containing dual phase steels.: in ref. стр. 265-277.
27. Gerbase J., Embury J.D. The mechanical behavior of some dual phase steels.: In ref.
28. Brown L.N., Stobbs W.M. Work hardening in copper silica-role of plastic relaxation. Phil.: Mag., 1971.
29. Hansen S.S., Pradhan R.R. Structure properties relation and continuous yielding dual phase steel.: In ref.
30. Ramos L.F., Matlock D.K., Krauss G. On the deformation behavior of dual phase steels.: Met. Trans., 1979.
31. Hayami S., Furukawa T., Gondoh H., Takechi H. Recent developments in formable hot- and cold rolled HSLA including dual-phase steel.: in ref.
32. Rigsbee J.M., Vander P.J. Laboratories studies of microstructure properties relations in dual phase steels.: in ref.
33. Korsekwa D.A., Matlock D.K., Krauss S. Aging susceptibility of retained and epitaxiale ferrite in dual phase steels.: Met. Trans., 1982.
34. Stevenson R., Bailey D., Tomas G.: Met.Trans., 1979.
35. Hashlguchi K., Nishida M. Kawasaki. 1980 : Steel Techn. Rep.

36. Bailey D.J., Stevenson R. High strength low carbon sheet steel by thermomechanical treatment.: Met. Trans., 1979.
37. Hachiguchi G., Nichida M., Kato T. Effect of alloying element and cooling rate after annealing on mechanical properties of dual phase steel.: Kawasaki Steel Techn. Rep., 1980.
38. Araki K., Fukunaka S., Uchida K. Development of continuously annealed high strength cold rolled sheet steels.: Trans. ISIJ.
39. Nichimoto A., Hosoya Y., Nakaoka K. A new type of dual phase steel sheet for automobile body panels. : Trans. ISIJ.
40. Sudo M., Iwai T. Deformation behavior and mechanical properties of ferrite-beinite-martensite steel. Trans. Of ISIJ. 1983 г.
41. Uggowitter P., Stuwe H.P. Plastizität dualphasen stahls.: Z. Metallkunde.
42. J.H., Hollomon. Tensile deformation.: Trans. ASM, 1945.
43. Marder A.R. The effect of heat treatment on the properties and structures of molybdenum dual phase steels.: Met. Trans., 1981.
44. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей, пер. с англ. Москва: Металлургия, 1982.
45. Lanzilotto C.A.N., Pickering F.B. Structure - properties relationship in dual phase steels. Met. Sci. 1982 г.
46. Востриков А.А., Гайдук В.В., Аркумс Г.Э. Новый показатель штампуемости металла автолиста. Сталь. 1982 г.
47. Chavla K.K. Mechanical response and kinetics of intercritical austenitization of a Nb bearing HSLA steels. CBMM preprint.
48. Кальнер В.Д., Бейлин Б.И., Шевякова Л.Г и др. МИТОМ. 1980 г.
49. Gurland J., Szewczyk A.F. A study of the deformation and fracture of a dual-phase steel. Met. Trans. 1982 г.
50. Einfluss der Gefügeparameter auf die mechanischen Eigenschaften von warm- und kaltgewalztem Flachzeug aus Dualphasen-Stahl. Maid O. Aachen: 1986.
51. Corus Automotive. Your reference guide to steel in the automotive industry. [В Интернете] December 2009 г.
http://www.tatasteelautomotive.com/file_source/StaticFiles/Microsites/Automotive/Publications/Book%20.pdf.
52. 10338-2015, EN. Hot rolled and cold rolled non-coated products of multiphase steels for cold forming. Дата введения в действие 15.04. 2015 г.

53. Magee C.L., Davies R.G., Bearmore P. Factors influencing automotive of high strength steels. J.of Metals, 1980 г.
54. Magee C.L., Tornton P.H. SAE Preprint , 80434.
55. Использование современных высокопрочных сталей с покрытием в автомобилестроении. Бодэ Р., Мейнер М., Шауман Т.В.: Черные металлы, Январь 2005 г., стр. 18-24.
56. Stahlwerkstoffe fur den Automobilleichtbau. 2001 (43) г., 1-2, стр. 6-17.
57. Высокопрочные стали в автомобилях. Дэвис Р. Москва: М.: ПНИИЧМ, 1988.
58. Многофазные стали для кузовов автомобилей. Блэк В. Москва : Металлург, 2004. 0026-0827.
59. WorldAutoSteel. FutureSteelVehicle – Final engineering report. Веб сайт "WorldAutoSteel". [В Интернете] 2011 г. [Цитировано: 31 Январь 2018 г.] <http://www.autosteel.org/Programs/Future%20Steel%20Vehicle.aspx..>
60. TRIP Steels with Reduced Si content Iron and steel society. Pichler A., u.a., Pittsburgh : 40th Mechanical working and steel processing, 25-28,20.1998. стр. 259-274.
61. Papamantellos K. Umwandlungsverhalten und mechanisch-technologische Eigenschaften von niedriglegierten TRIP-Stahlen. RWTH. Aachen: Shaker Verlag, 1999. Dissertation.
62. Bleck W., u.a. Anforderungen an Karosseriewerkstoffe. Stahl und Eisen, 1995 г., Т. 4, 115, стр. 55-63.
63. Relationship Between Heat Treatment Conditions, Microstructure and Properties of Niobium Microalloyed TRIP Steel. Hulka K. Baltimore: 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, 1999. Т. XXXVII.
64. Microstructure-Property Relationship for Dual-Phase and Muotipphase Steel Strip. Taint S., Werner E.A., Pichler A., Steaszny P.: 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, 1999. Т. XXXVII.
65. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М., Двухфазные низколегированные стали. Москва: Металлургия, 1986.
66. Naderi M., Durrenberg L., Molinari A., Bleck W. Constitutive relationship for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures. Materials Science and Engineering. 15 April 2008 г., Т. 478, 1–2, стр. 130–139.
67. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. Москва: Наука, 1977.

68. Sang Hwan Lee, Jong Min Choi, Yeol Rae Cho and Kyung Jong Lee. The effects of Si and deformation on the phase transformation in dual phase steels. Trans Tech Publications, стр. 1617-1620.
69. Owen W.S. Can a simple heat treatment help to save Detroit? Met.Techn., 1980 г., Т. 7, стр. 1-13.
70. Голованенко С. А., Фонштейн Н. М.,. Новый класс материалов - ферритно-мартенситные стали высокой штампуемости. Сталь, 1980 г., 7, стр. 615-620.
71. Evans P. UK Sheffield: The influence of rolling and forging on product quality and properties, 2008.
72. Production of as-hot-rolled dual phase steel sheets by controlled cooling. Mano, Kato T., Aoyagi N., Kuwagata M. Philadelphia: Proc.of Int. Conf. on Technology and Applications of HSLA Steels, 1983. стр. 287-295.
73. Precipitation of NbC and effect of Mn on the strength properties of hot strip HSLA low carbon steel. Thillou V., et al. San-Sebastián: Trans Tech Publications, 1998.
74. An Overview of the Use of Microalloys in HSLA Steels with particular reference to Vanadium and Titanium. Sage A.M. Beijing: TMS, 1990. стр. 52.
75. Gladman T. The Physical Metallurgy of HSLA Steels. The Institute of Materials, 5, стр. 188.
76. Hot rolled HSLA strip steels for automotive and construction applications. Patel J., Klinkenberg C., Hulka K. Orlando : International Symposium on Niobium 2001, 2002. стр. 647-674.
77. Коновалов Ю.В. Справочник прокатчика. К.1. Производство горячекатаных листов и полос. Москва: «Теплотехник», 2008.
78. Коцарь С.Л., Белянский А.Д., Мухин Ю.А. Технология листопрокатного производства. Москва : Металлургия, 1997.
79. The influence of Nb, V and N on the response of Austenite to Reheating and Hot Deformation in Microalloyed Steels. Weiss I., Fitzsimons G.L., et al., б.м. : AIME, 1981. стр. 33-58.
80. Cuddy L.J., Raley J.C. Austenite Grain Coarsening in Microalloyed Steels. Metallurgical Transaction, 1983 г., Т. 14A, стр. 1989-1995.
81. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. Москва: МИСиС, 2005.
82. Полухин П.И., Федосов Н.М., Королев А.А. Прокатное производство. Москва : Металлургия, 1982.

83. Structure and properties of dual phase steels. New Orleans: TMS-AIME, 1979.
84. Лахтин Ю.М. Metalловедение и термическая обработка металлов. Москва : Металлургия, 1983.
85. Гуляев А.П. Metalловедение. Москва: Металлургия, 1977.
86. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М., Ефимов А.А. и др. О применимости малоуглеродистых феррито-мартенситных сталей для холодной штамповки и высадки. Сталь. 1982 г.
87. Пател Дж., Хулка К. . Металлургия высокопрочного горячекатаного полосового металла с хорошей формруемостью в холодном состоянии. 2001 г.
88. Ssikaly W., Bano X. , Issartel C., Rigaut G., Charrin L., and Charai A. The Effects of Thermomechanical Processing on the Precipitation in an Industrial Dual-Phase Steel Microalloyed with Titanium. Metallurgical and materials transactions, 2001 г., Т. 32A.
89. Herman J.C., and Leroy V. ISIJ. Thermec 88, 1988 г., стр. 283-290.
90. Коновалов Ю.В., Остапенко А.Л. Температурный режим широкополосных станов горячей прокатки. Москва: Металлургия, 1974.
91. Formable HSLA and dual phase steels. Chicago : TMS-AIME, 1977.
92. Davies R.G., Magee C.L. Physical metallurgy of automotive high strength. 1979 г., Т. 31, 11, стр. 17-23.
93. Практические аспекты производства семейства двухфазных сталей категории прочности 590 МПа с использованием различных агрегатов. Фонштейн Н.М. Москва: Металлургия, 2004. стр. 128-143.
94. Kim S., Reichel U. and Dahl W. : Steel Research 58, 1987. стр. 186-190.
95. Sudo M., Hashimoto S. and Kambe S. Trans ISIJ, 1983 г., 23, стр. 303-311.
96. Hashimoto S., et al. ASM Trans Quart, 1967 г., 60, стр. 252.
97. Microalloying 95. Rigaut G. and Teracher P. Warrendale (PA): ISS, 1995. стр. 275-284.
98. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. Москва: Наука, 1977.
99. Beranger G., Henry G., Sanz G. The book of steel.: Technique & Documentation, 1996. 2-7430-0022-8.
100. George F., Vander Voort. Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons & Steels.: ASM International, 1991.
101. Murry G. Transformations dans les aciers. Technique de l'ingenieur, 1998 г., Т. M1115, стр. 49.

102. Kruglova A. A., Orlov V. V., and Khlusova E. I. Effect of Hot Plastic Deformation in the Austenite Interval on Structure Formation in Low-Alloyed Low-Carbon Steel. Translated from *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*. 2007 г., 12.
103. Gladman T. Grain Refinement in Multiple Microalloyed Steels, HSLA Steels, Processing, Properties and Applications. TMS. 1992 г., стр. 3.
104. Sun C.G., Han H.N., Lee J.K. et al. A finite element model for the prediction of thermal and metallurgical behavior of strip on run-out-table in hot rolling. *ISIJ International*, 2002 г., Т. 42, 4, стр. 392-400.
105. Kohring F.C. Waterwall water-cooling systems. *Iron and Steel Engineer*, 1985 г., 6, стр. 30-36.
106. Чен Дж., Найхёйс Т. Новые системы охлаждения для станов горячей прокатки. *Сталь*, 2005 г., 9, стр. 44-48.
107. Лабейш В.Г., Добринская Т.А. Температурное поле листа на отводящем рольганге ШСГП. *Изв. вузов. Черная металлургия*, 1989 г., 3, стр. 61-64.
108. Бобров М.А., Никитин В.Е., Поляков Б.А., и др. Совершенствование системы ускоренного охлаждения полос на стане 2000. *Прокатное производство*.
109. ОАО «ОМК-Сталь». Ред.6 к Контракту DP007Z01/03. Проектное решение по стану горячей прокатки. Выкса: Приложение №1, 2007 г. Раздел 2.7.
110. Fast algorithms for phase transformations in dual phase steels on a hot strip mill run-out table (ROT). Suwanpinij P., Prahl U., Bleck W., Kawalla R. 12: Elsevier, стр. 305-311.
111. Einfluss einer mehrstufigen Kuglung auf die Gefügestuktur von Dualphasen- und TRIP-Stählen. Muller W., Kawalla R., Lehnert W., Wehage H. Freiberg: Tagungsband, 2000.
112. Хлыбов О. С. Разработка и применение математической модели прогнозирования механических свойств стали для назначения технологических режимов широкополосовой горячей прокатки. Москва: Диссерт. на соискание ученой степени канд. техн. наук., 1995.
113. Потемкин В.К., Татару А.С., Хлыбов О.С. Исследование формирования структуры и свойств двухфазной стали при ступенчатом охлаждении после горячей прокатки на широкополосовом стане 2000 ОАО "Северсталь". *Изв. ВУЗов Черная металлургия*. 2011 г., 11, стр. 43-49.
114. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. Москва: Металлургия, 1976.
115. Werkstoffkennwerte für die Massivumformung. MEFORM 2012. Kawalla R., et al. Freiberg: Tagungsband, 2012.

116. Коновалов Ю.В., Остапенко А.Л., Пономарев В.И. Расчет параметров листовой прокатки. Москва: Metallurgiya, 1986.
117. Мочалов Н.А., Галкин А.М., Мочалов С.Н., Парфенов Д.Ю. Пластометрические исследования металлов. Москва: Интернет инжиниринг, 2003.
118. Пластометрические исследования реологии деформируемых материалов. Галкин А. М., Дыя .Х., Зиновьев А.В. Москва: ИРИАС, 2009. стр. 274-291.
119. Fließkurven für die Kalt- und Warmumformung. Schmidtchen M., Spittel M.: Tagungsband MEFORM 2011. стр. 35 – 64. ISBN 876-3-86912-421-5.
120. The Influence of the Initial State on the Softening and Precipitation Kinetics in Hot Metal Forming. Hagemann P., et al. : Materials Science Forum , 2012. стр. 1397–1402.
121. Korpała G. Berücksichtigung erwärmungsabhängiger Einflüsse auf die Quantifizierung der Fließeigenschaften von Stählen und Aluminium. Schmiede Journal, März 2013 г.
122. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. Metallurgizdat. Москва : Metallurgizdat, 1961.
123. Галкин А.М., Полухин П.И., Косырев В.К. Пластическая деформация сталей и сплавов. Москва : МИСиС, 1996.
124. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. Москва: Metallurgiya, 1983.
125. Гун Г.Я., Косырев В.К., Галкин А.М. Теория и технология деформации металлов. 1976 г., стр. 73-77.
126. Гун Г.Я. Теоретические исследования обработки металлов давлением. Москва: Metallurgiya, 1980.
127. Коротичкий А.В. Лабораторный практикум по построению диаграмм горячей деформации с использованием испытательного комплекса «Gleeble System 3800». Москва: МИСИС, 2011.
128. Поздеев А.А., Тарковский В.И., Еремеев В.И., Баакашвили В. С. Применение теории ползучести при обработке металлов давлением. Москва: Metallurgiya, 1973. стр. 192.
129. Hodgson P.D., Gibbs R.K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels. ISIJ International, 1992 г., Т. 32, 12, стр. 1329-1338.
130. Зюзин В.И., Бровман М.Я., Мельников А.Ф. Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке. Москва: Metallurgiya, 1964. стр. 270.

131. Dyja H., Knapinski M., Kawalek A., Kwapisz M., Banaszek G. Hardening curves of micro-alloy steel for production of strength grade X80 plate. Czestochowa University of Technology, 2011 г.
132. LePera F. S. Improved etching technique for the determination of percent martensite in high strength dual phase steel. Metallography, 1979 г., 12, стр. 263-268.
133. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. Москва: Издательство стандартов, 01.01.1977 г.
134. ГОСТ 1497-84. Методы испытаний на растяжение. Москва: ИПК Издательство стандартов, 1986 г.
135. Шичков А.Н., Лабейш В.Г. Теплообмен в производстве листового проката. СЗПИ. 1982 г.
136. Гараянов Г.Г., Петрова Л.Б. Характеристика горизонтальных и вертикальных систем охлаждения тонкой стальной полосы. Сталь. 1979 г., 11, стр. 883-885.
137. Системы регулируемого охлаждения полосы на отводящем рольганге станов горячей прокатки. Обз. инф. Черметинформации. 1978 г., 3, стр. 28.
138. Improved technology and soft-ware for the control of the coiling temperature in a hot strip mill. Wilmotte S., Degee F., Van Den Hove C. Tokyo: International Conference Steel Rolling, 1980. стр. 1342-1352.
139. Лабейш В.Г. Жидкостное охлаждение высокотемпературного металла. Ленинград: ЛГУ, 1983. стр. 172.
140. Воздушное и жидкостное охлаждение стального листа при горячей прокатке. Изв. вузов. Черная металлургия. 1982 г., 5, стр. 48-52.
141. Лабейш В.Г., Сергеев Е.П. Расчет температуры горячекатаной полосы на отводящем рольганге. Сталь. 1979 г., 7, стр. 524-525.
142. Андрианов В.Н. Основы радиационного и сложного теплообмена. Москва: Энергия, 1972.
143. Полухин П.И., Хензель А., Полухин В.П. и др. Технология процессов обработки металлов давлением. Москва: Металлургия, 1988.
144. Макаров Е.В. Исследование и разработка режимов горячей прокатки полос с применением систем принудительного охлаждения. Липецк: Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук, 2013.
145. Ненахов В.А. Повышение эффективности производства горячекатаных полос за счет оптимизации производственной программы прокатки. Липецк: дисс. канд. техн. наук, 2007.

146. Подкустов В.П., Алексеев П.Л. Определение температурного поля проката. Изв. вузов. Черная металлургия, 1999 г., 9, стр. 40-42.
147. Ткалич К.Н., Гончаров Н.В., Бриттов Н.А. Изменение температурного поля сляба в процессе прокатки. Сталь, 1977 г., 1, стр. 52-55.
148. Редр М., Пржигода М., Томан З. и др. Определение температурного поля раската в процессе прокатки на четырехвалковом стане. Изв. вузов. Черная металлургия. 1979 г., 5, стр. 56-60.
149. Nanba S., Kitamura M., Shimada M. et al. Prediction of microstructure distribution in the trough-thickness direction during and after hot rolling in carbon steels. ISIJ International. 1992 г., Т. 40, 10, стр. 1013-1018.
150. Kwak W.J., Kim Y.H., Park H.D., et al. Fe-based on-line model for the prediction of roll force and roll power in hot strip rolling. ISIJ International. 2000 г., Т. 40, 10, стр. 1013-1018.
151. Yanagimoto J., Ito T., Liu J. FE-based analysis for the microstructure evolution in hot bar rolling. ISIJ International. 2000 г., Т. 40, 1, стр. 65-70.
152. Наумов А.А. Разработка технологий горячей прокатки листа из трубных и автомобильных сталей с использованием методов физического и математического моделирования. Санкт-Петербург: СПбПУ, 2010. Кандидатская диссертация .
153. Хлопонин В.Н., Захаров И.Ю. Разработка энерго- и металлосберегающих мероприятий на промежуточном рольганге стана 2000 горячей прокатки с выдачей рекомендаций для стана 2500 горячей прокатки. 1992. стр. 37, Отчет о НИР (закл.).
154. Барышев В.В. Управление профилем и планшетностью при горячей прокатке полос с осевым перемещением и секционным охлаждением рабочих валков. Липецк : 1994. Автореф. дисс. канд. техн. наук.
155. Динер А. Обзор литературы по теплопередаче при струйном охлаждении. Черные металлы. 1976 г., 4, стр. 27-29.
156. Ginzburg V.B., Bakhtar F., Dittmar R.W. Theory and design of reradiating type heat retention panels. Iron and Steel Engineer. 1989 г., 12, стр. 17-25.
157. Morales R.D., Lopez A.G., Olivares I.M. Heat transfer analysis during water spray cooling of steel rods. ISIJ International. 1990 г., Т. 30, 1, стр. 48-57.
158. Wendelsdorf J., Spitzer K.-H., Wendelstorf R. Effect of oxide layers on spray water cooling heat transfer at high surface temperatures. International Journal of Heat and Mass Transfer. 2008 г., Т. 51, 19-20, стр. 4902-4910.

159. Sasaki K., Sugitani Y., Kawasaki M. Heat transfer in spray cooling on hot surface. Tetsu-to-Hagane. 1979 г., Т. 65, 1, стр. 90-96.
160. Хлопонин В.Н., Латухин Е.И., Сосковец О.Н. Изменение теплового профиля рабочих валков в течении цикла горячей прокатки полосы. Сталь. 1988 г., 2, стр. 59-63.
161. Яловой Н.И., Тылкин М.А., Полухин П.И. Тепловые процессы при обработке металлов давлением.: Высшая школа, 1973.
162. Третьяков А.В., Грачев А.В., Орешкин П.Т. Температурный режим работы валков прокатных станов. Москва: Металлургия, 1964.
163. Зайков М.А., Полухин В.П., Зайков А.М. Процесс прокатки. Москва: МИСИС, 2004.
164. Грудев А.П. Теория прокатки. Москва: Металлургия, 1988. стр. 240.
165. Целиков А.И., Томленов А.Д., Зюзин В.И. Теория прокатки. Москва: Металлургия, 1982. стр. 335. Справочник.
166. Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е. Теория продольной прокатки. Москва: Металлургия, 1980.
167. Boyaddjiev I.I., Thomson P.F., Lam Y.C. Computation of the diffusional transformation of continuously cooled austenite for predicting the coefficient of thermal expansion in the numerical analysis of thermal stress. ISIJ International, 1996 г., Т. 36, 11, стр. 1413-1419.
168. Maccagno T.M., Jonas J.J., Hodgson P.D. Spreadsheet modelling of grain size evolution during rod rolling. ISIJ International, 2002 г., Т. 42, 1, стр. 86-93.
169. Beyon J.H., Sellars C.M. Modelling microstructure and its effects durring multipass hot rolling. ISIJ International. 1992. Т. 32, 3. стр. 359-367.
170. Шкатов В.В. Моделирование и оптимизация структурообразования при непрерывной горячей прокатке листовых сталей. ЛГТУ. Липецк: 1998. автореф. дисс. док. техн. наук.

Приложение А



Публичное акционерное общество
НОВОЛИПЕЦКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ КОМБИНАТ

ПАО «НЛМК», пл. Metallургов 2, г. Липецк, 398040
тел.: +7 (4742) 44 42 22 | факс: +7 (4742) 44 11 11
e-mail: info@nlmk.com | www.nlmk.com

№ _____

УТВЕРЖДАЮ
Технический директор


А.И. Дагман
" 08 " декабря 2017 г.

СПРАВКА ТЕХНИЧЕСКОГО ОПРОБОВАНИЯ

Комиссия в составе начальника отдела прокатных технологий Технического управления Лукина А.С., главного специалиста по технологии горячего проката отдела прокатных технологий Технического управления Долгова А.В. от ПАО «НЛМК» и руководителя НИР к.т.н. Потемкина В.К., ответственного исполнителя НИР ведущего инженера Татару А.С. от НИТУ «МИСиС» составили настоящий акт о том, что с 2012 г. на ПАО НЛМК силами НИТУ «МИСиС» проводится НИОКР №12004-1112 от 24.09.2012г. на тему «Разработка сквозной технологии производства горячекатаного проката двухфазной стали» в процессе которой получены следующие научные результаты:

- на основе анализа экспериментально построенных термокинетических диаграмм для 4-х вариантов химического состава двухфазной стали, разработана концепция легирования, согласно которой в назначенном базовом составе двухфазной стали содержание алюминия увеличили в 10 раз;
- для получения требуемого комплекса механических свойств горячекатаной двухфазной стали марки HDT580X структура должна состоять из ферритной матрицы и упрочняющей бейнито-мартенситной составляющей в количестве 22-30 %;
- наличие мартенсита должно быть не менее 1 %, размер равномерно распределенного ферритного зерна должен составлять 4-6 мкм;
- температура конца прокатки позволяет эффективно регулировать размер зерна феррита, поэтому для получения мелкого, равномерно распределенного в структуре двухфазной стали зерна феррита размером 4-6 мкм, следует заканчивать прокатку для типоразмера 4x1250мм рассматриваемой марки при температуре 810 (±15) °C, то есть выше на 15-20 °C температуры начала полиморфного превращения (A_{r3});
- для управления процессом образования феррита, и получения заданного комплекса свойств горячекатаной полосы двухфазной стали рассматриваемого сортамента, следует контролировать время паузы после конца прокатки для получения температуры начала ламинарного охлаждения на уровне 755 °C;
- варьированием интенсивности ускоренного охлаждения водой и температуры смотки на уровне 430 °C возможно регулировать процесс образования бейнито-мартенситной структуры для получения горячекатаной двухфазной стали марки HDT580X (типоразмером 4x1250мм) с требуемым уровнем свойств.

Полученные выше научные результаты могут быть положены в основу сквозной технологии производства горячекатаной двухфазной стали марки HDT580X предложенной



концепции легирования алюминием, типоразмером 4x1250 мм, после окончательной доработки. Для практической реализации перечисленных выше температурных условий одноступенчатого охлаждения на отводящем рольганге стана 2000 НЛМК, разработаны следующие рекомендации:

- температура раската толщиной 32 мм (за 5-ой клетью черновой группы стана) должна составлять 985 ± 1000 °C;

- чистовая прокатка должна проходить при выключенном межклетьевом охлаждении со средней скоростью полосы на выходе из 12-й клетки – на уровне 4,6 м/с (при минимальном ускорении чистовой группы клетей);

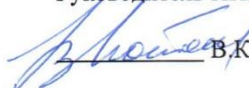
- на отводящем рольганге, порядок и количество включенных секций системы душирования задается вручную до окончательного завершения апробации сквозной технологии.

Таким образом, в результате выполнения НИР №12004-1112 от 24.09.2012г. разработаны научно-технические основы сквозной технологии производства горячекатаного проката двухфазной стали на стане 2000 ПАО «НЛМК». Определена концепция химического состава, для которой разработаны технологические режимы прокатки данного сортамента на стане 2000. В частности, установлены температуры конца прокатки, времени паузы и температуры до начала ламинарного охлаждения, а также температуры перед смоткой полосы в рулон. Предложена методика выбора параметров работы системы душирования полосы на отводящем рольганге ШПС 2000. Совокупность разработанных технических решений, при условии доработки режимов, может обеспечить получение горячекатаного проката двухфазной стали марки HDT580X с требуемым уровнем свойств, согласно требованиям европейского стандарта pr.EN 10338.

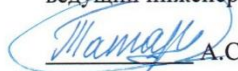
Данная справка не является основанием для взаимных финансовых претензий сторон.

От НИТУ «МИСИС»

Руководитель НИР, к.т.н.

 В.К. Потемкин

Ответственный исполнитель НИР,
ведущий инженер


 А.С. Татару

От ПАО «НЛМК»

Начальник отдела прокатных технологий
ТУ ПАО «НЛМК», к.т.н.

 А.С. Лукин

Главный специалист по технологии
горячего проката Отдела прокатных
технологий ТУ ПАО «НЛМК»

 А.В. Долгов

«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ «МИСиС»
(НИТУ «МИСиС»)

Ленинский проспект, 4, Москва, 119991
Тел. (495)955-00-32; Факс: (499)236-21-05
http://www.misis.ru
E-mail: kancela@misis.ru
ОКПО 02066500 ОГРН 1027739439749
ИНН/КПП 7706019535/ 770601001

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по образованию

Т.Э. О'Коннор

2018 года



№

На №

Акт

об использовании в учебном процессе материалов диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук ассистента кафедры обработки металлов давлением Татару Александра Сергеевича

Комиссия в составе: директор института экотехнологий и инжиниринга доцент, к.т.н. Травянов А.Я., и.о. заведующего кафедрой Обработки металлов давлением доцент, к.т.н. Алещенко А.С. составили настоящий акт о том, что на кафедре ОМД при подготовке магистров по направлению металлургии 150400 с профилем «Обработка металлов давлением» используются результаты теоретических и экспериментальных исследований по влиянию деформационно-скоростных и температурно-временных параметров ТМО на закономерности формирования структуры и механических свойств горячекатаного проката двухфазной стали, выполненные при участии А.С. Татару. Указанные материалы используются при чтении лекций, проведении практических и семинарских занятий по курсам «Совмещенные процессы в производстве проката», «Проектирование технологических процессов ОМД и управление качеством продукции», а также в КНИР, курсовом проектировании и при выполнении выпускных работ студентов бакалавриата и магистрантов.

Директор института экотехнологий и инжиниринга
доцент, к.т.н.

А.Я. Травянов

И.о. зав. кафедрой ОМД
доцент, к.т.н.

А.С. Алещенко

Приложение Б

Таблица 1 – Выборка измеренной и расчетной температуры конца прокатки полученной после адаптации первого блока математической модели

Состав ДФМС	№ рулона	№ сечения	Хс, м	Ткп_расчет, °С	Ткп_измерение, °С	Δ, %
новый	1	1	40	815	835	2,4
новый	1	2	80	804	810	0,7
новый	1	3	120	810	820	1,2
новый	1	4	160	820	810	-1,2
новый	1	5	200	822	815	-0,9
новый	2	6	40	817	822	0,6
новый	2	7	80	813	815	0,2
новый	2	8	120	812	813	0,1
новый	2	9	160	817	808	-1,1
новый	2	10	200	823	803	-2,5
новый	3	11	40	833	807	-3,2
новый	3	12	80	835	817	-2,2
новый	3	13	120	835	804	-3,9
новый	3	14	160	820	816	-0,5
новый	3	15	200	825	810	-1,9
новый	4	16	40	822	814	-1,0
новый	4	17	80	822	822	0,0
новый	4	18	120	813	818	0,6
новый	4	19	160	815	814	-0,1
новый	4	20	200	817	814	-0,4
базовый	1	21	40	876	876	0,0
базовый	1	22	140	855	843	-1,4
базовый	1	23	240	862	837	-3,0
базовый	1	24	340	852	842	-1,2
базовый	1	25	430	847	835	-1,4
базовый	2	26	40	836	822	-1,7
базовый	2	27	140	833	802	-3,9
базовый	2	28	240	826	802	-3,0
базовый	2	29	340	821	807	-1,7
базовый	2	30	430	814	800	-1,8

Таблица 2 – Выборка измеренной и расчетной температуры смотки полученной после адаптации второго блока математической модели

Состав ДФМС	№ рулона	№ сечения	Хс, м	Тсм_расчет	Тсм_измерение	Δ, %
новый	1	1	55	320	290	-10,3
новый	1	2	105	250	265	5,7
новый	1	3	155	470	450	-4,4
новый	1	4	515	495	535	3,7
новый	2	5	55	395	356	-11,0
новый	2	6	105	360	330	-9,1
новый	2	7	155	315	340	7,4
новый	2	8	205	320	359	10,9
новый	3	9	45	555	548	-1,3
новый	3	10	95	550	530	-3,8
новый	3	11	145	535	520	-2,9
новый	3	12	195	530	507	-4,5
новый	4	13	55	495	500	1,0
новый	4	14	105	500	490	-2,0
новый	4	15	155	495	487	-1,6
новый	4	16	205	505	496	-1,8
базовый	1	17	40	367	375	2,1
базовый	1	18	140	431	445	3,1
базовый	1	19	240	429	439	2,3
базовый	1	20	340	437	417	-4,8
базовый	1	21	370	450	465	3,2
базовый	2	22	40	25	0	-
базовый	2	23	140	52	0	-
базовый	2	24	240	190	208	8,7
базовый	2	25	340	250	268	6,7
базовый	2	26	420	339	348	2,6

Участок по длине полосы	Номера секций установки ускоренного охлаждения																																								Тсм
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	
Порядок работы секций: 1-ая полоса																																									
40	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	375
140	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	0	445
240	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	439
310	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	417
370	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	465
Участок по длине полосы	Номера секций установки ускоренного охлаждения																																								Тсм
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	
Порядок работы секций: 2-ая полосы																																									
40	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0
140	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0
240	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	0	208
340	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	0	0	0	0	0	0	268
420	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	348
Расшифровка кода работы секции: 0 - выключенная секция душирования, 1 - включенная секция душирования, 2 - выведенная из работы секция душирования																																									

Рисунок 1 Схемы работы секций установки ускоренного охлаждения по длине опытных полос базового состава ДФМС в ходе проведения промышленной прокатки на ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»

Участок по длине полосы	Номера секций установки ускоренного охлаждения																																								Тсм, °С				
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40					
Порядок работы секций: 1-ая полоса																																													
55	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	290			
105	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	265			
155	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	0	2	0	2	0	2	0	2	0	2	0	2	0	2	0	2	450	
205	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	0	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	0	2	0	2	0	2	0	2	0	2	0	2	0	2	0	2	535
Порядок работы секций: 2-ая полоса																																													
55	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	356		
105	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	330		
155	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	340		
205	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	359		
Порядок работы секций: 3-ья полоса																																													
45	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	548		
95	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	530		
145	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	520		
195	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	507		
Порядок работы секций: 4-ая полоса																																													
55	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	500		
105	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	490		
155	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	487		
205	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1	2	1	2	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	496		
Расшифровка кода работы секции: 0 - выключенная секция душирования, 1 - включенная секция душирования, 2 - выведенная из работы секция душирования																																													

Рисунок 2 Схемы работы секций установки ускоренного охлаждения по длине опытных полос нового состава ДФМС в ходе проведения промышленной прокатки на ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»

Приложение В

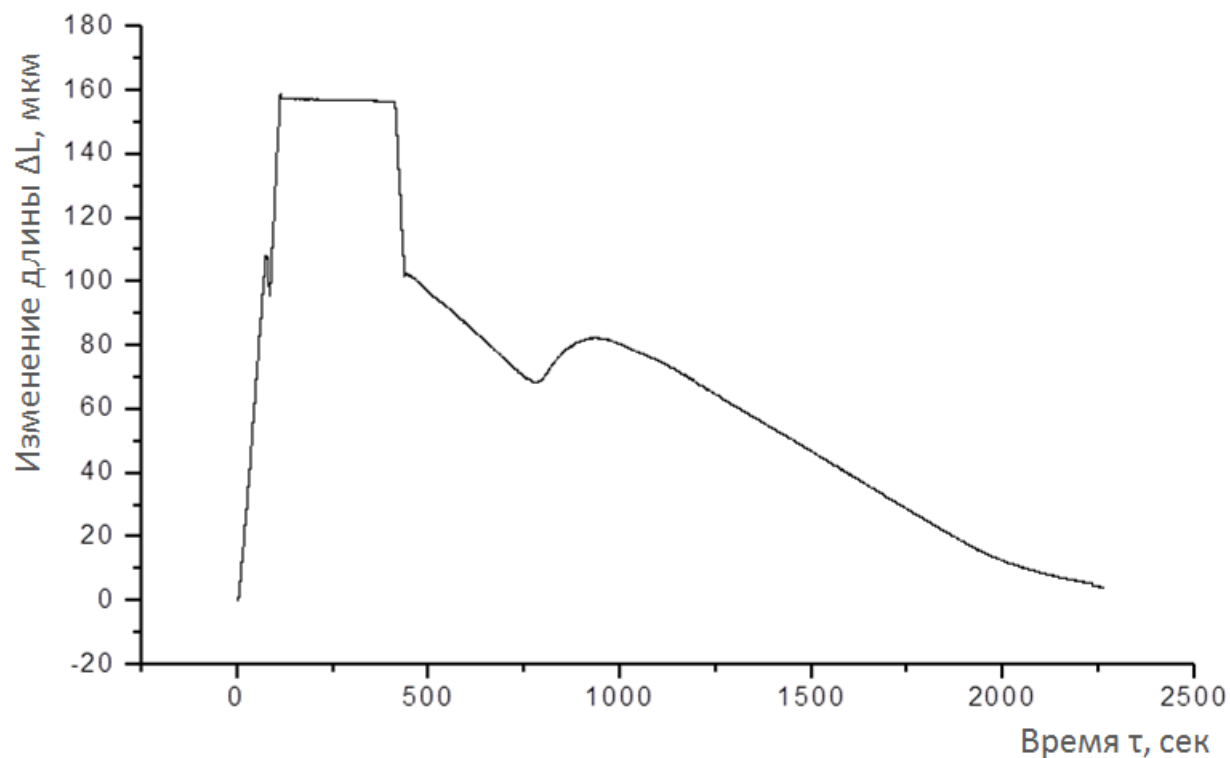


Рисунок 1 – Изменение длины образца во времени со скоростью непрерывного охлаждения $0,5\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$

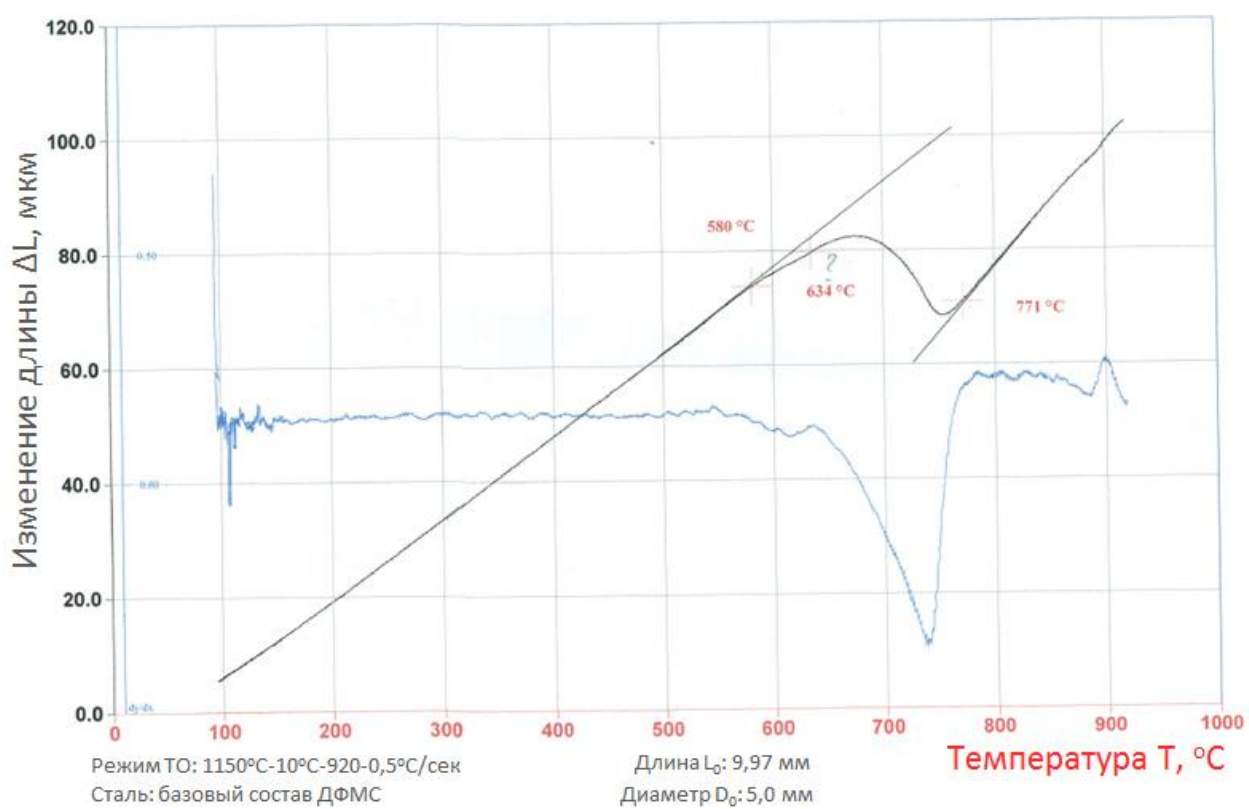


Рисунок 2 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью $0,5\text{ }^{\circ}\text{C/с}$

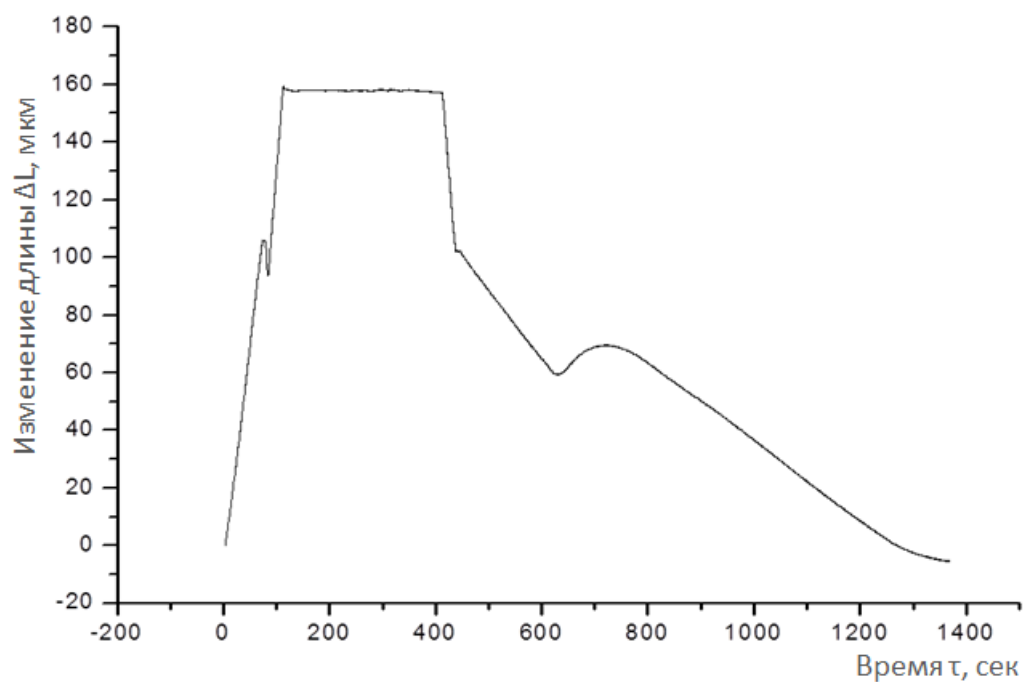


Рисунок 3– Изменение длины образца во времени со скоростью непрерывного охлаждения 1 °C/сек

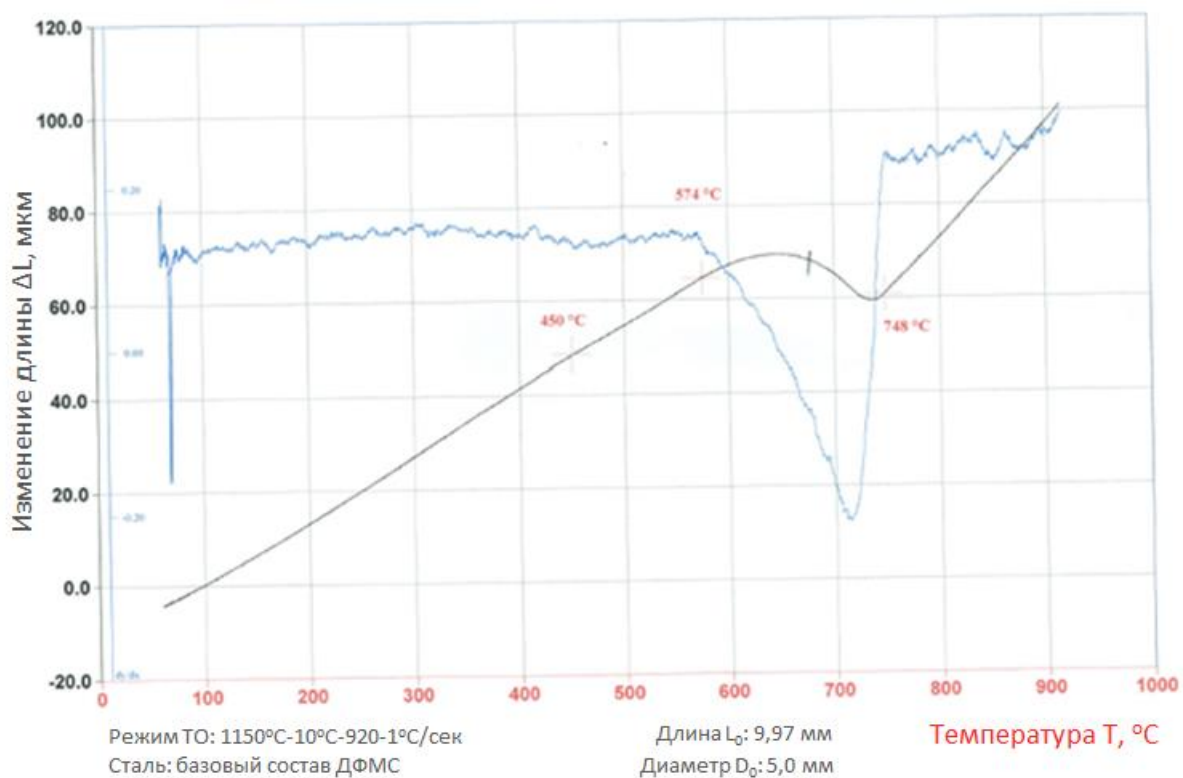


Рисунок 4 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 1 °C/с

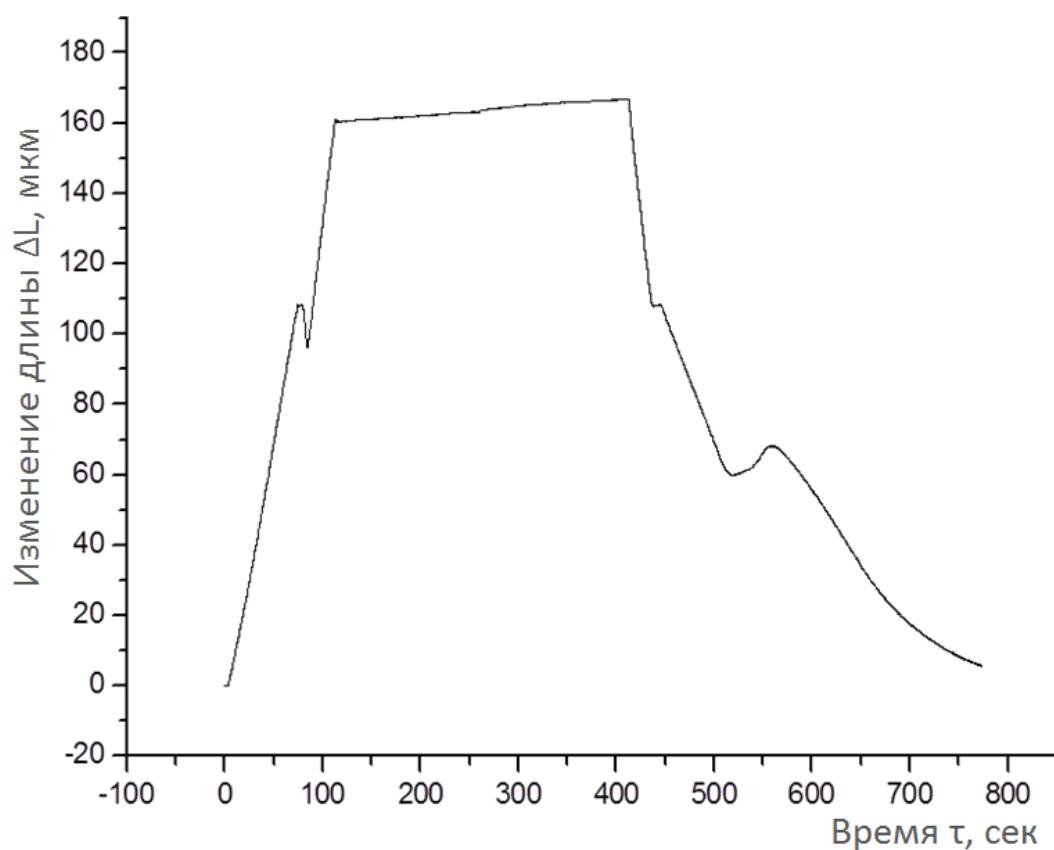


Рисунок 5– Изменение длины образца во времени со скоростью непрерывного охлаждения $3\text{ }^{\circ}\text{C/сек}$

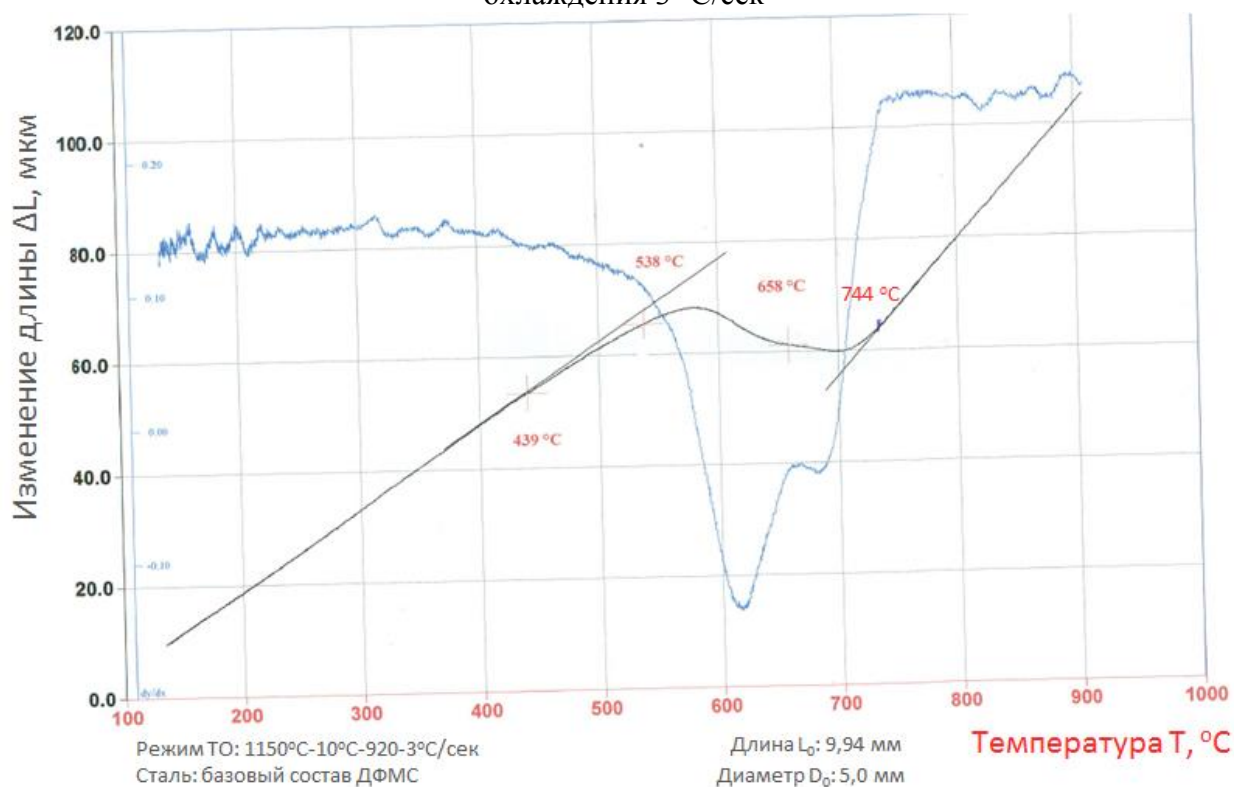


Рисунок 6 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью $3\text{ }^{\circ}\text{C/с}$

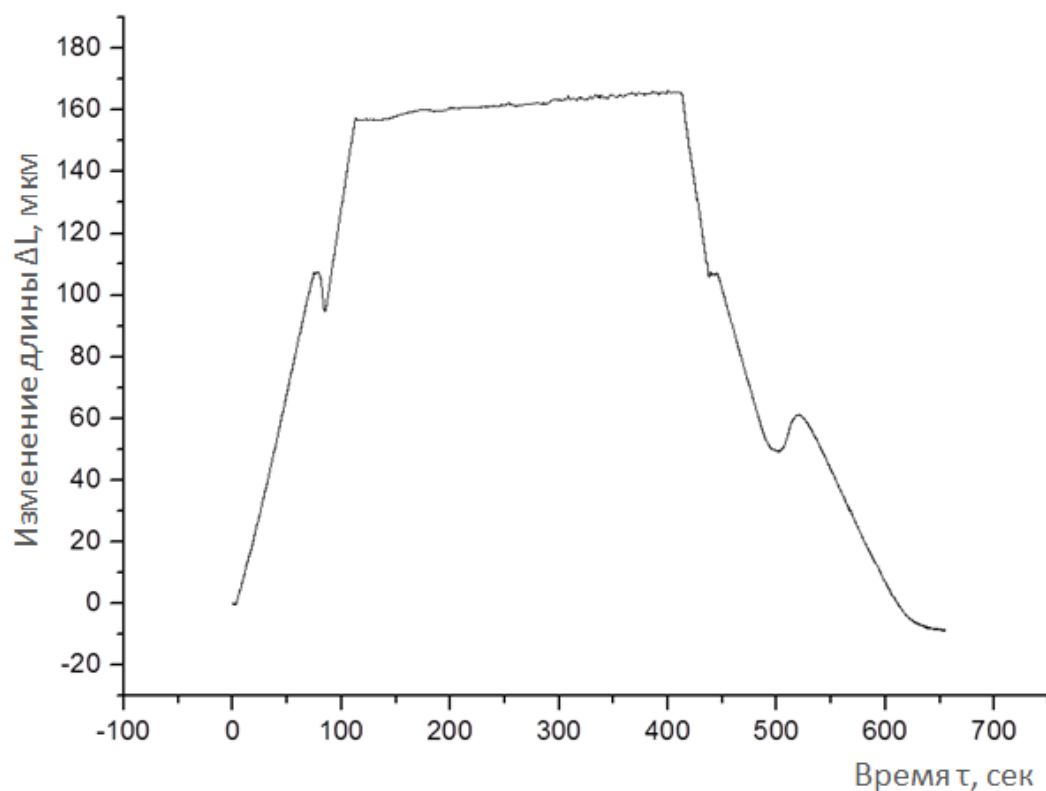


Рисунок 7 – Изменение длины образца во времени со скоростью непрерывного охлаждения 5 °C/сек

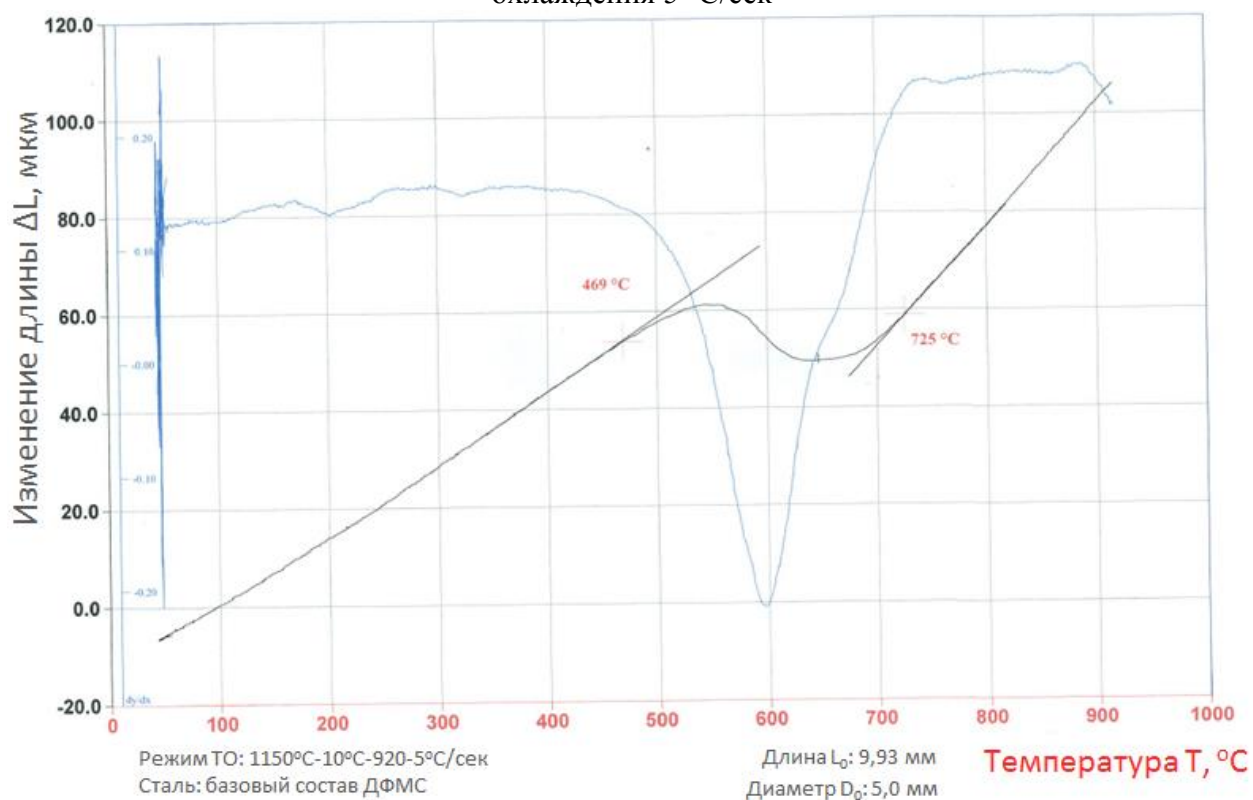


Рисунок 8 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 5 °C/с

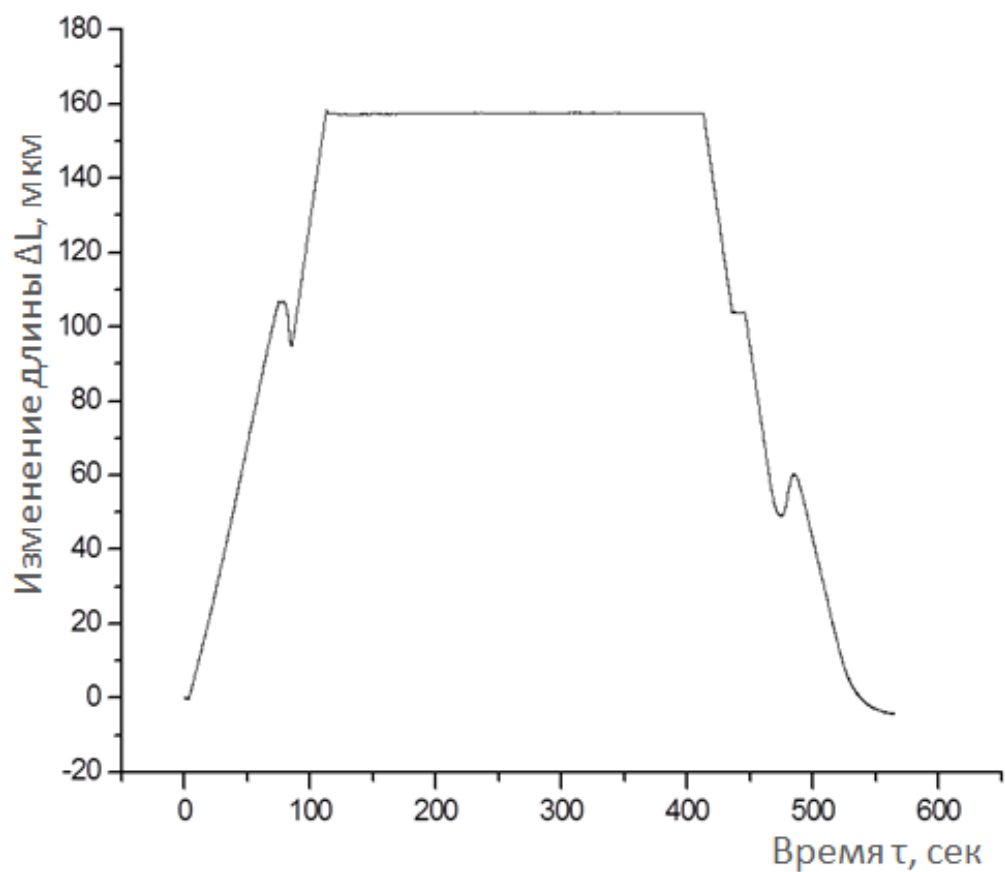


Рисунок 9 – Изменение длины образца во времени со скоростью непрерывного охлаждения 10 °C/сек

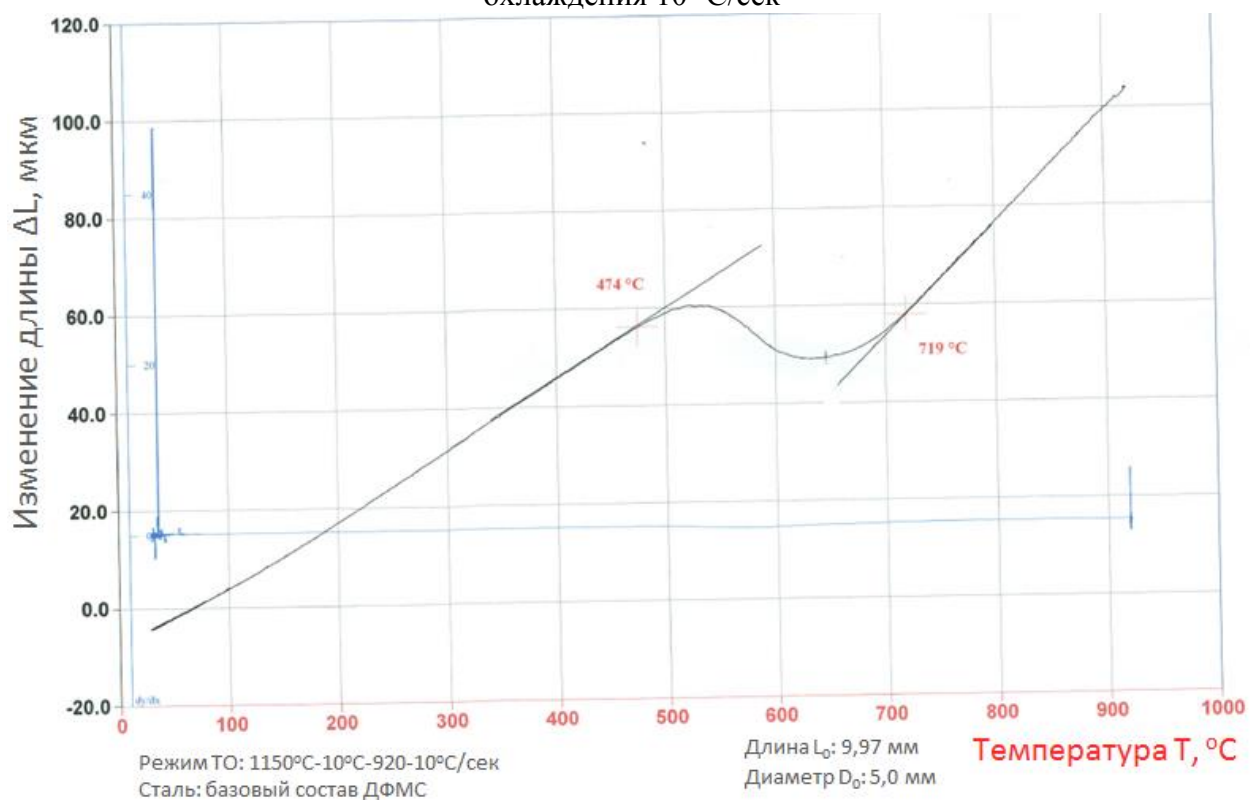


Рисунок 10 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 10 °C/с

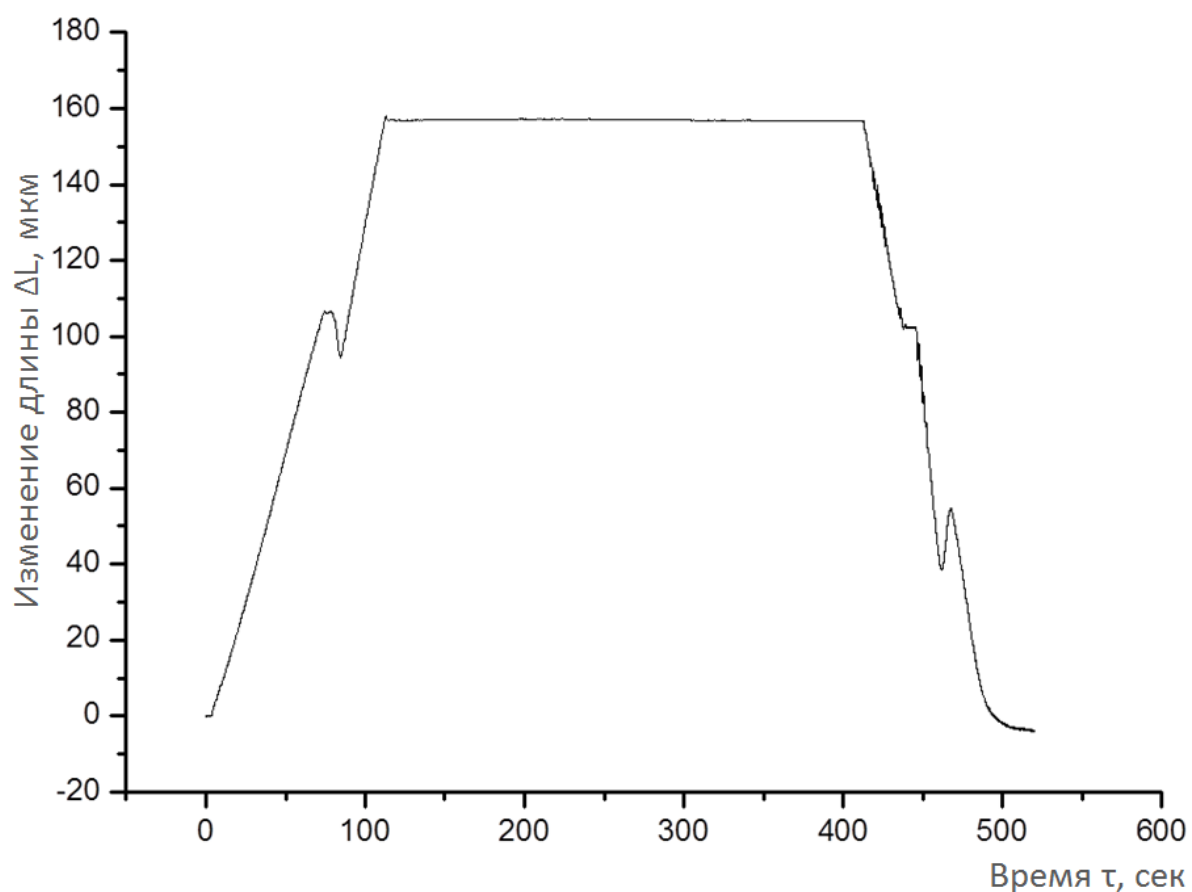


Рисунок 11 – Изменение длины образца во времени со скоростью непрерывного охлаждения 20 °C/сек

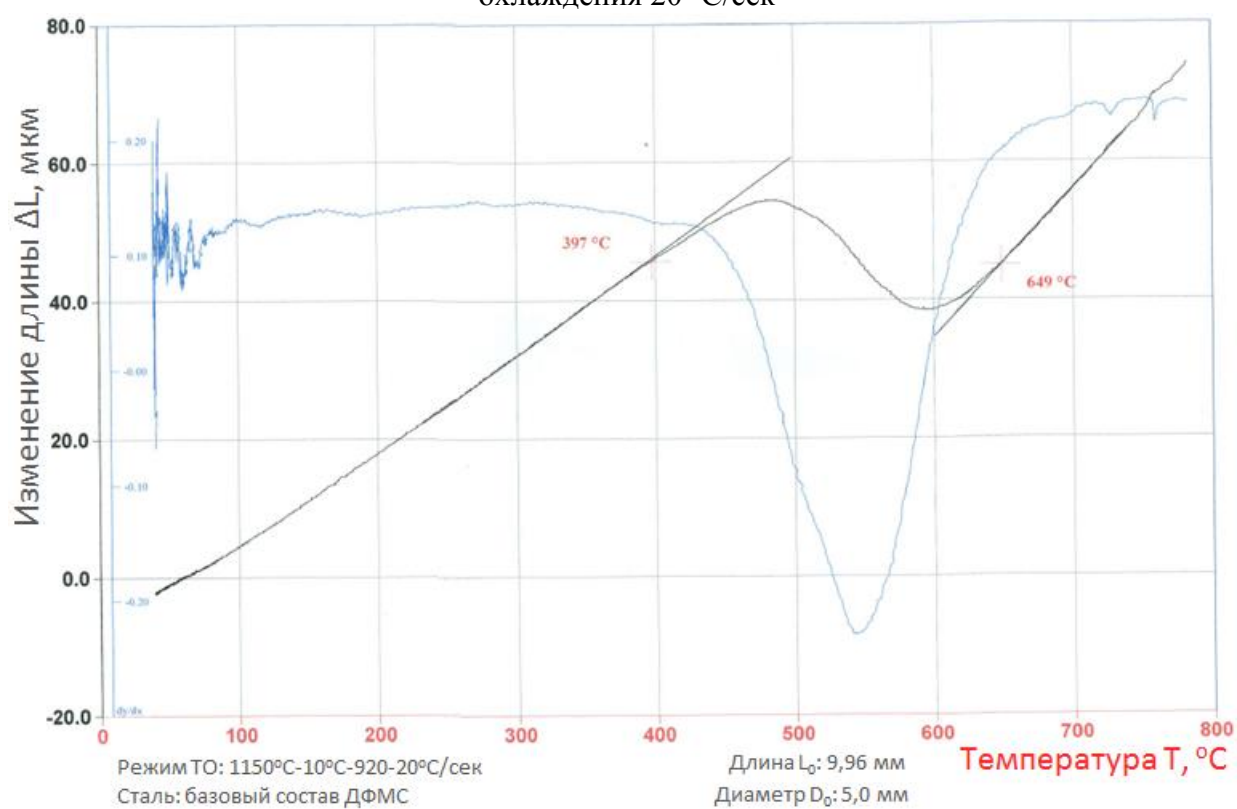


Рисунок 12 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 20 °C/с

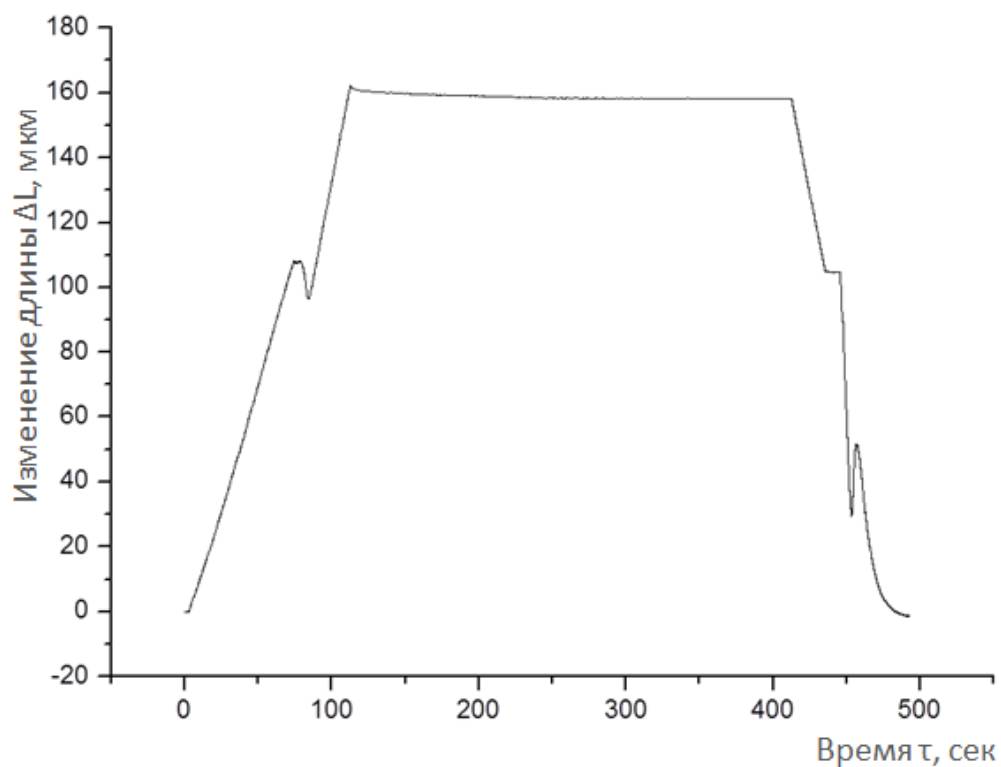


Рисунок 13 – Изменение длины образца во времени со скоростью непрерывного охлаждения 50 °C/сек

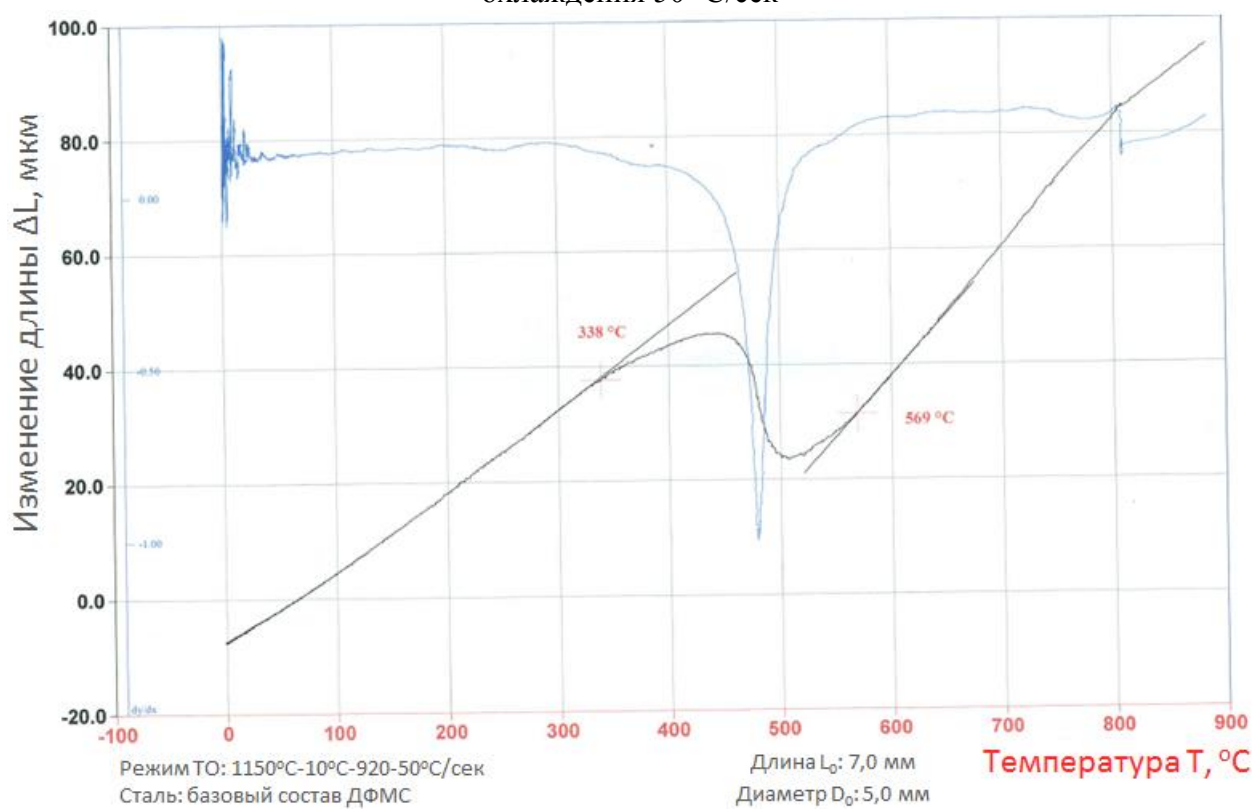


Рисунок 14– Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 50 °C/с

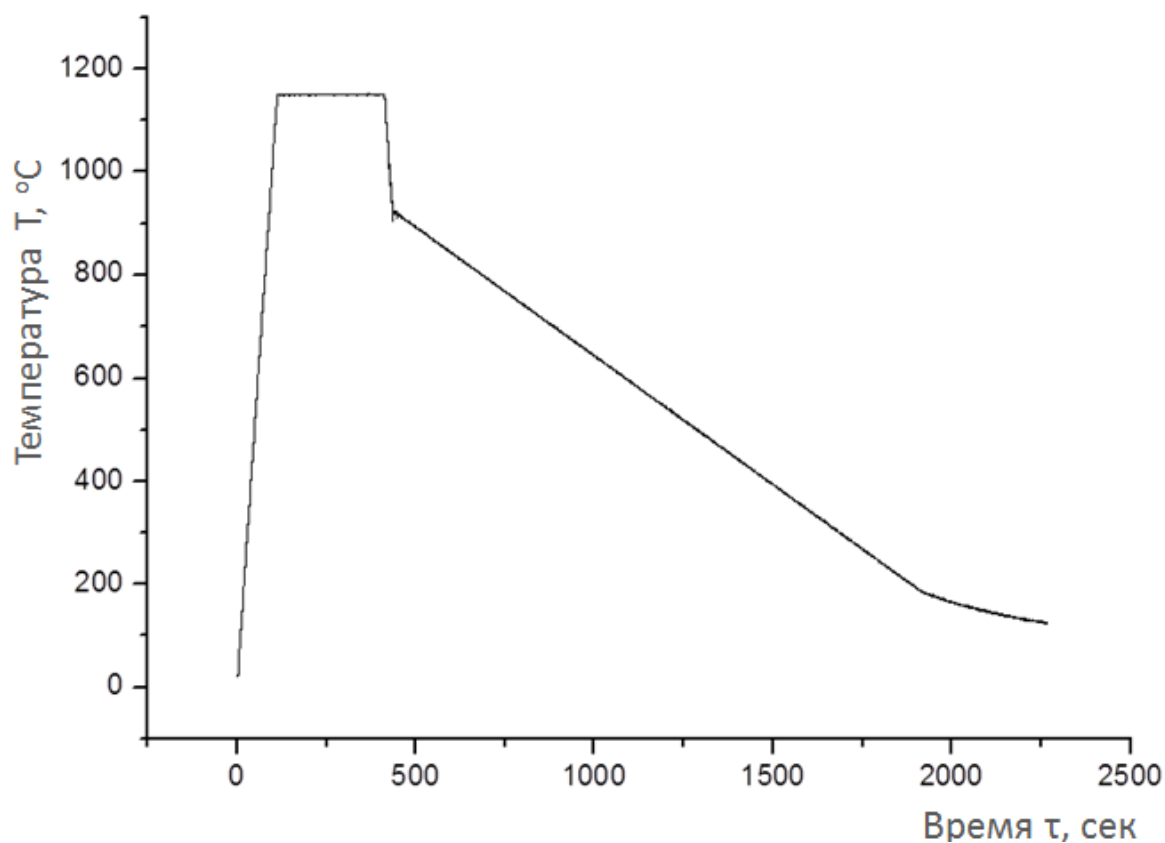


Рисунок 15 – Режим термомеханической обработки с деформацией 40% и скоростью последующего непрерывного охлаждения 0,5 °C/сек

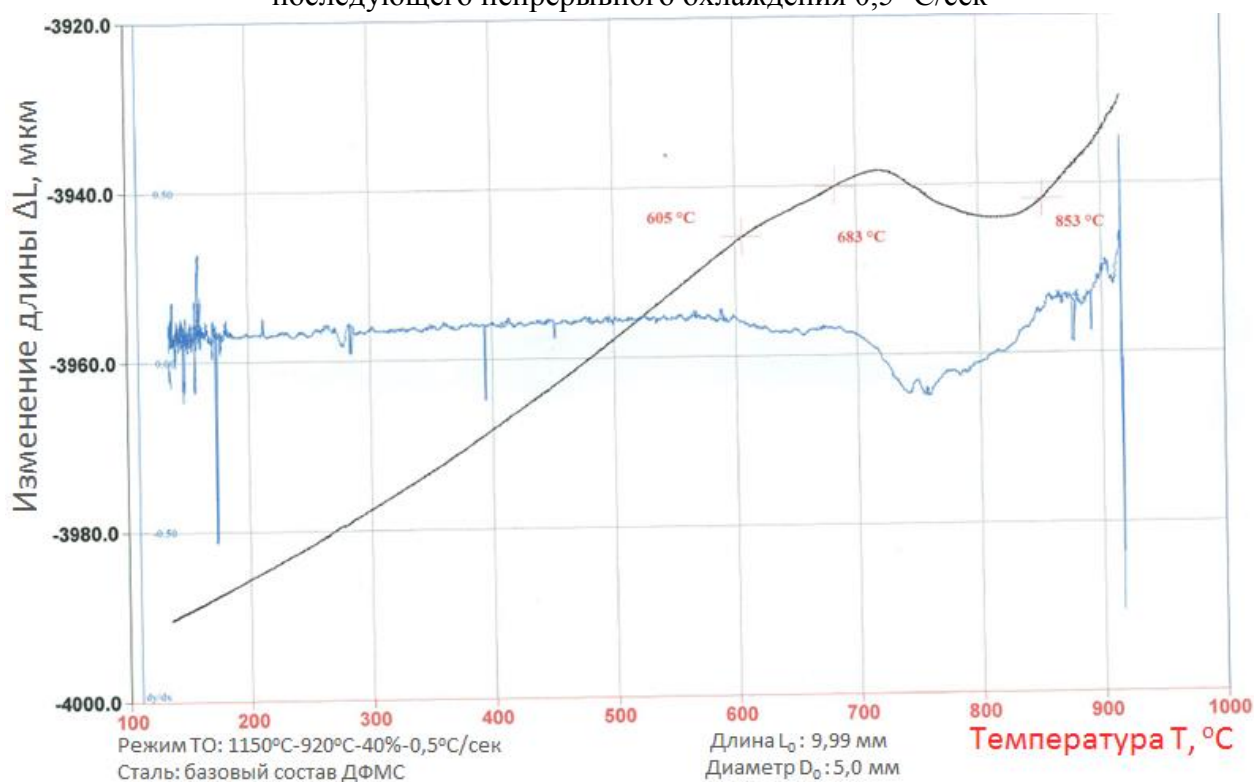


Рисунок 16 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 0,5 °C/с после деформации 40%

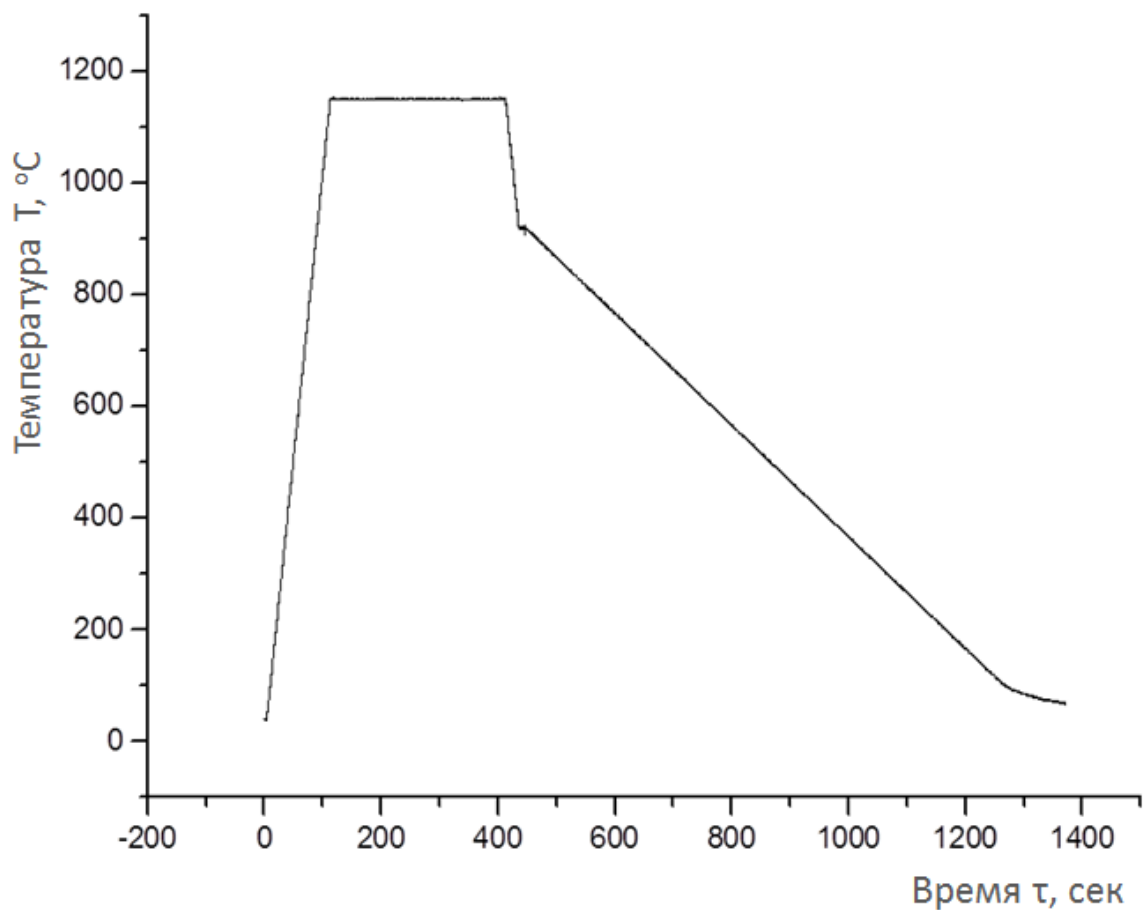


Рисунок 17 – Режим термомеханической обработки с деформацией 40% и скоростью последующего непрерывного охлаждения 1 °C/сек

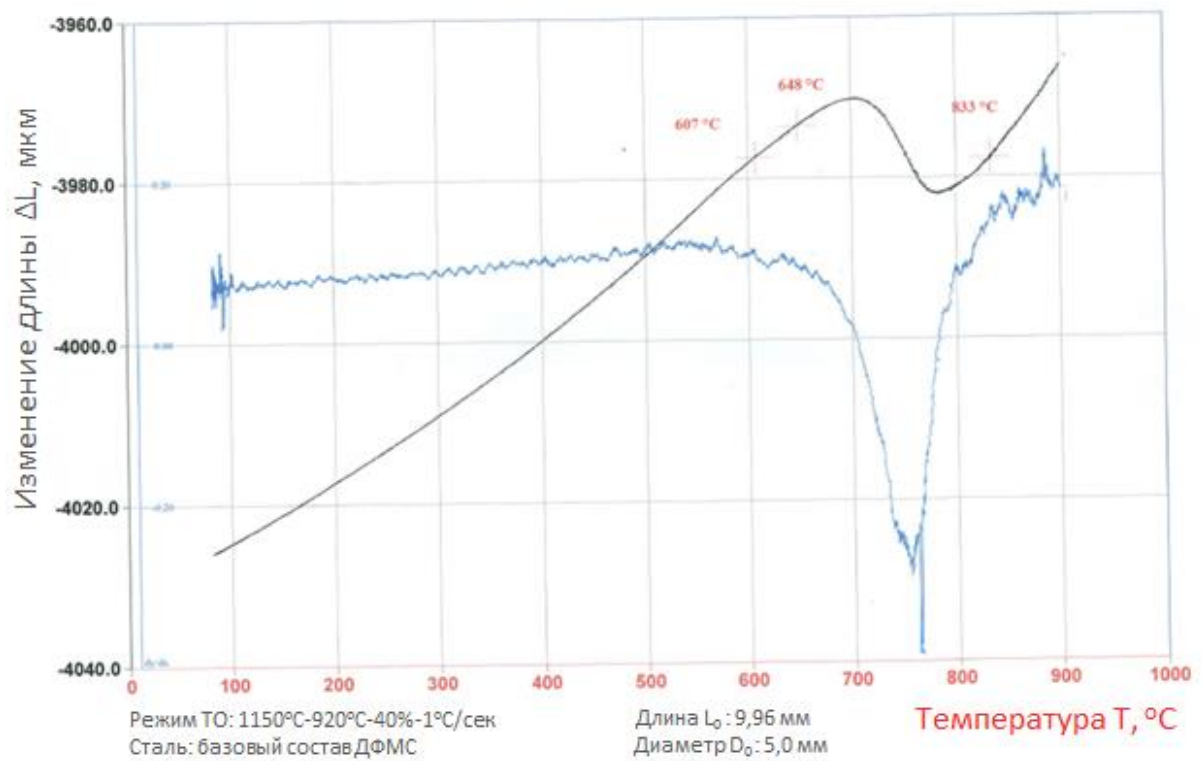


Рисунок 18 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 1 °C/с после деформации 40%

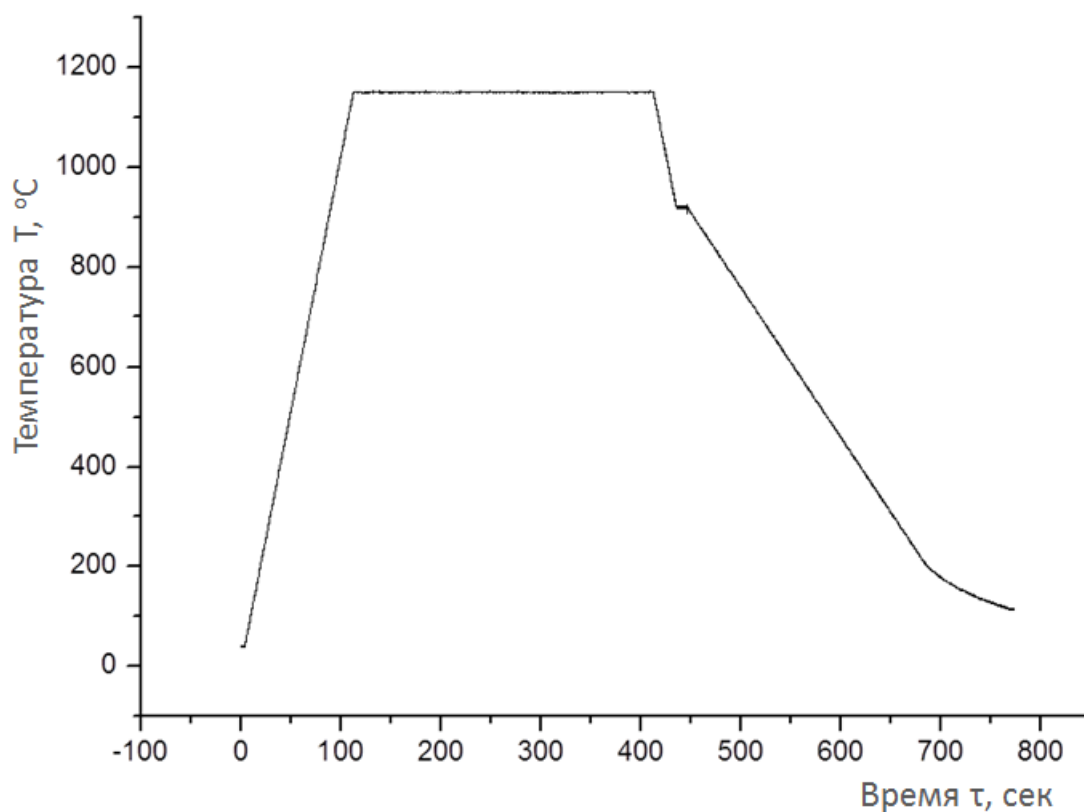


Рисунок 19 – Режим термомеханической обработки с деформацией 40% и скоростью последующего непрерывного охлаждения 3 °C/сек

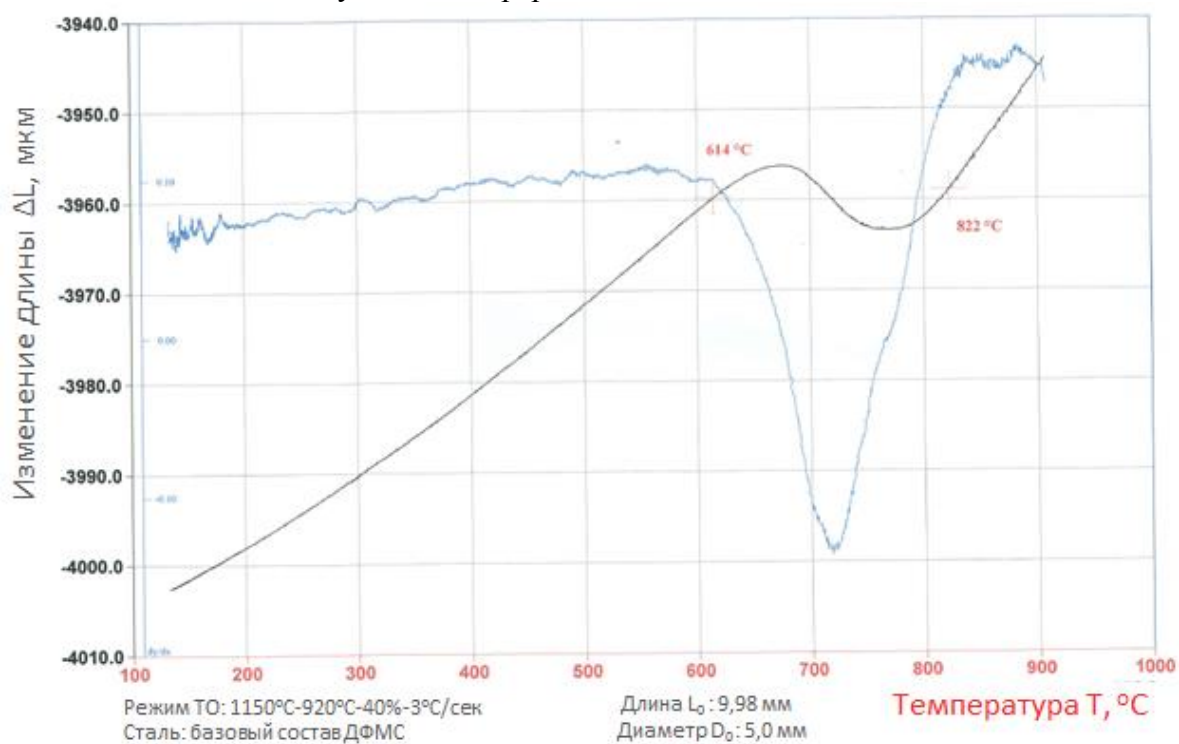


Рисунок 20 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 3 °C/с после деформации 40%

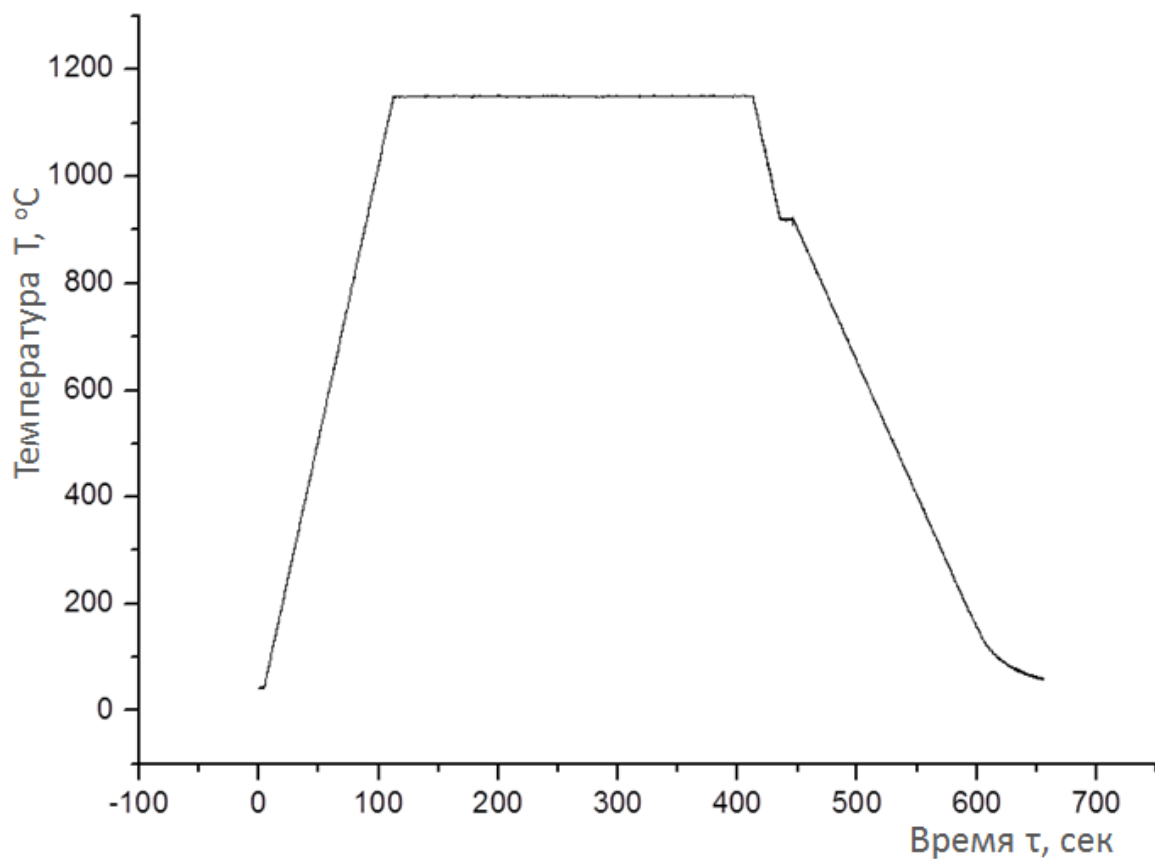


Рисунок 21 – Режим термомеханической обработки с деформацией 40% и скоростью последующего непрерывного охлаждения 5 °C/сек

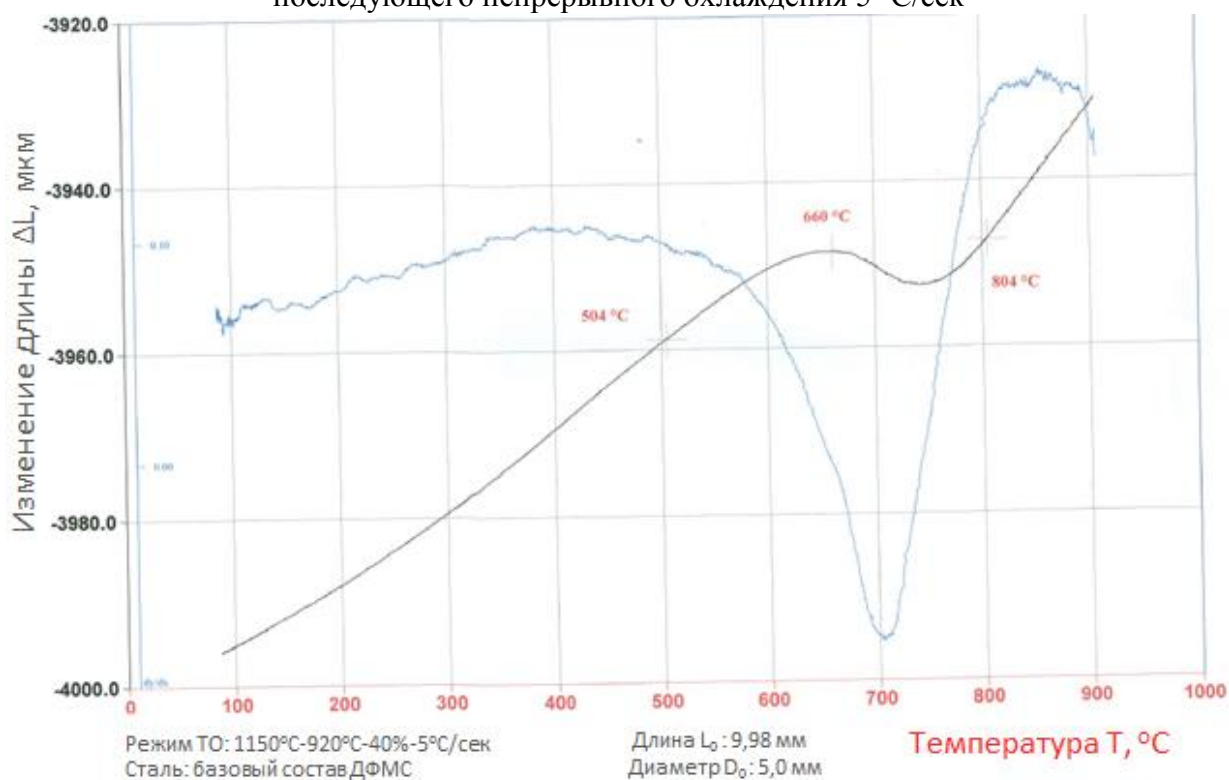


Рисунок 22 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 5 °C/с после деформации 40%

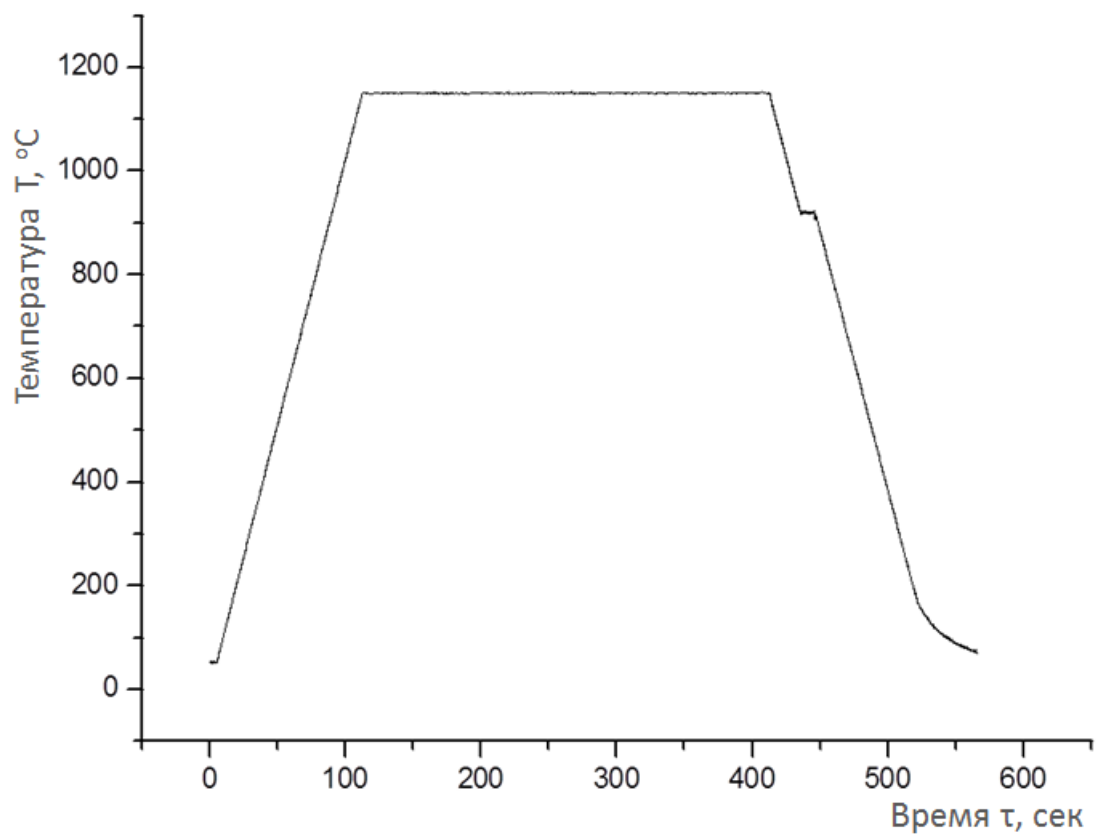


Рисунок 23 – Режим термомеханической обработки с деформацией 40% и скоростью последующего непрерывного охлаждения 10 °C/сек

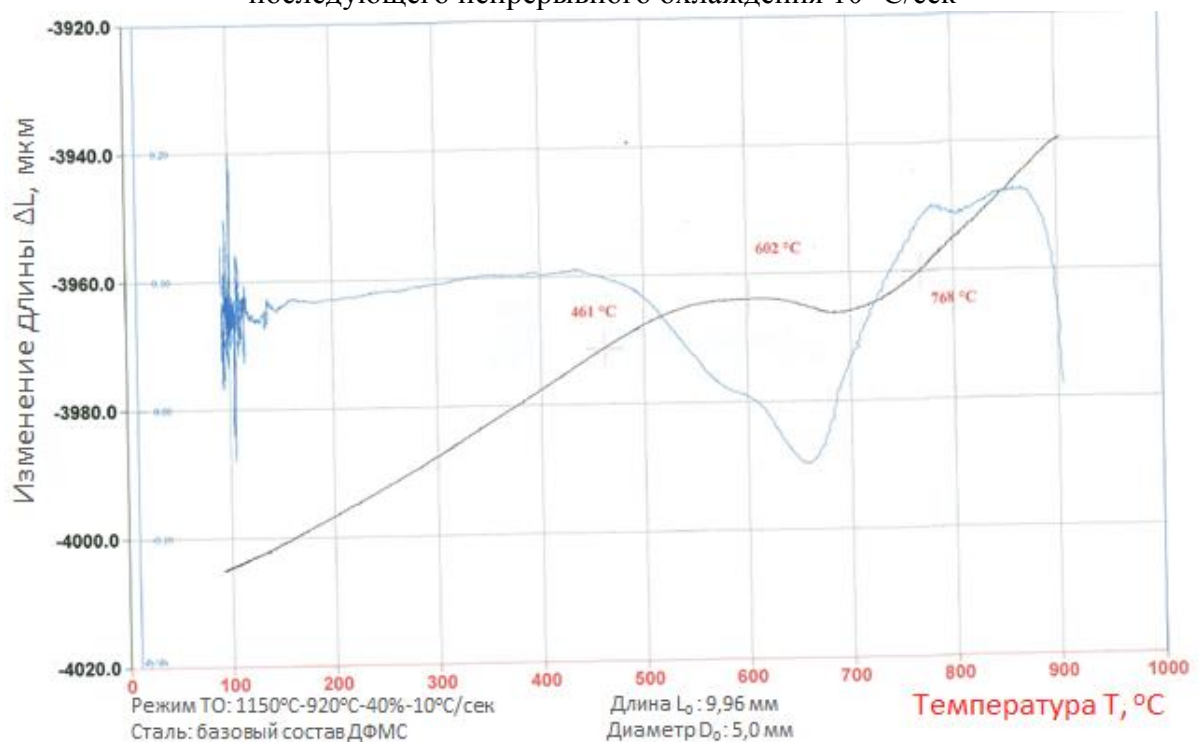


Рисунок 24 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 10 °C/с после деформации 40%

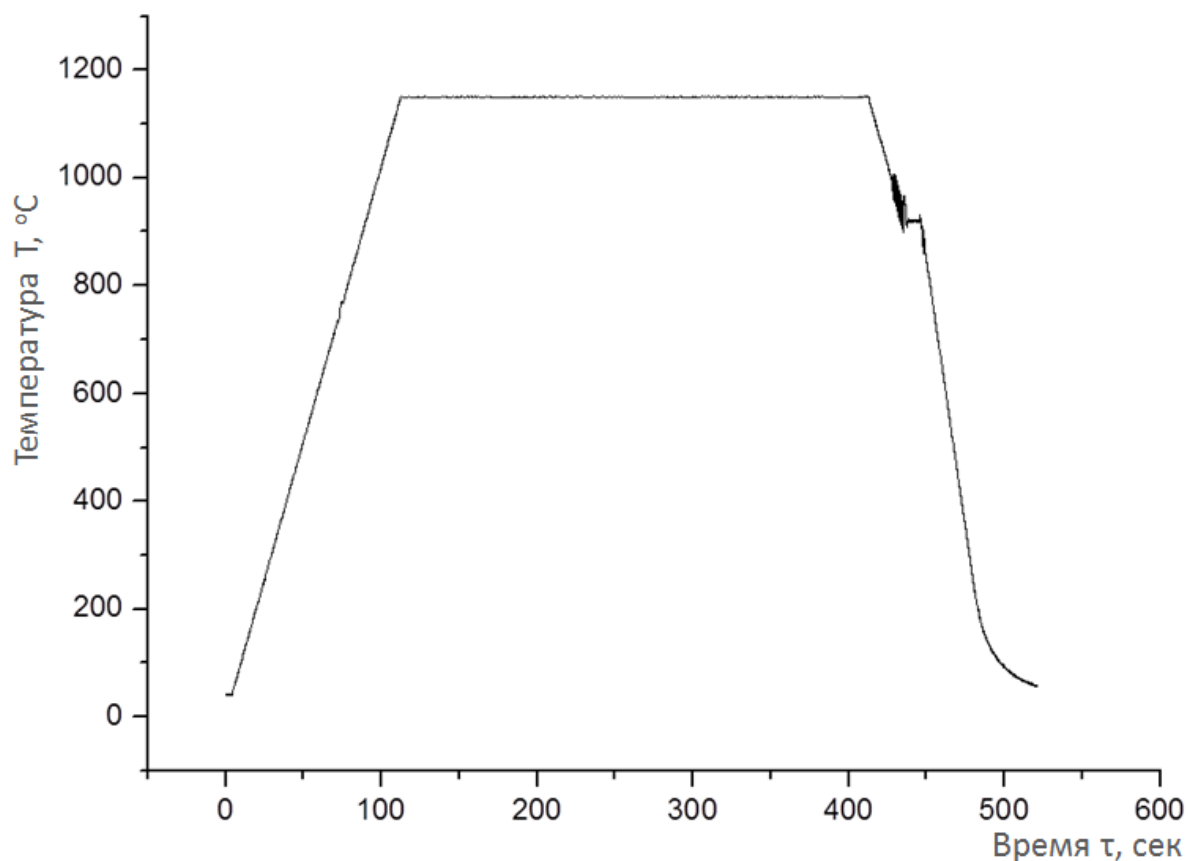


Рисунок 25 – Режим термомеханической обработки с деформацией 40% и скоростью последующего непрерывного охлаждения 20 °C/сек

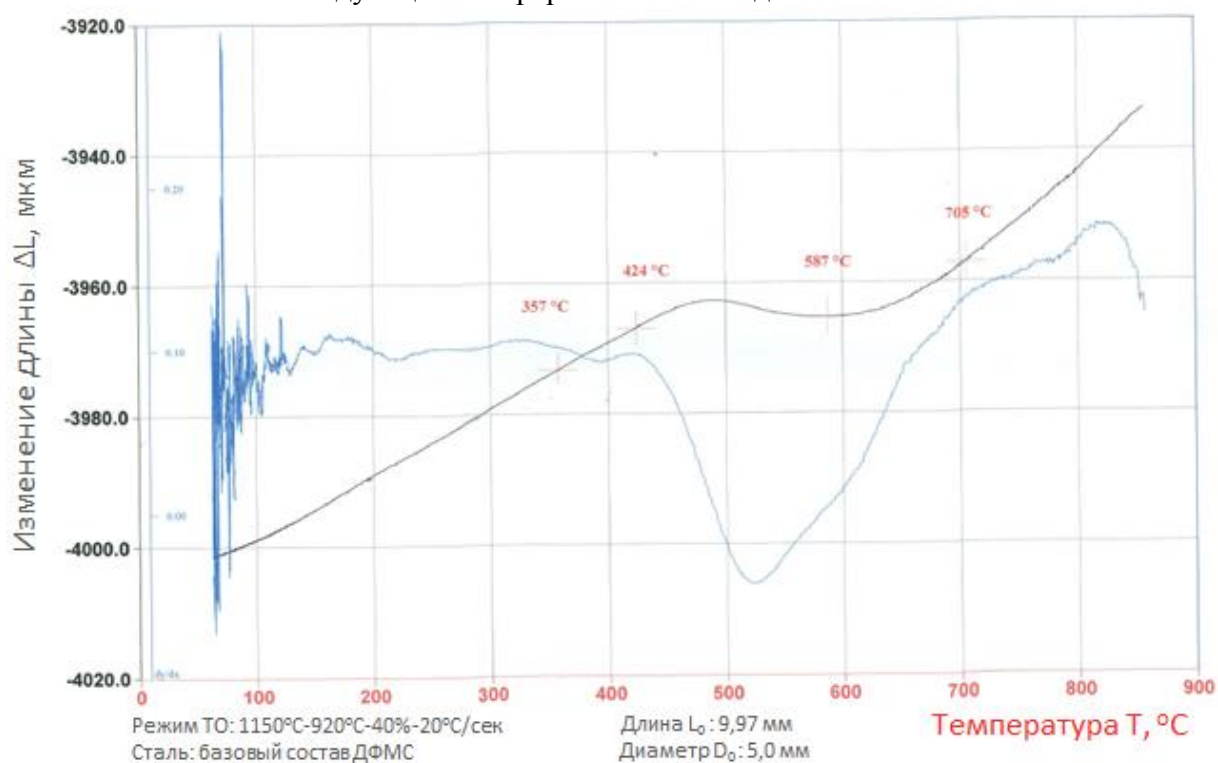


Рисунок 26 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 20 °C/с после деформации 40%

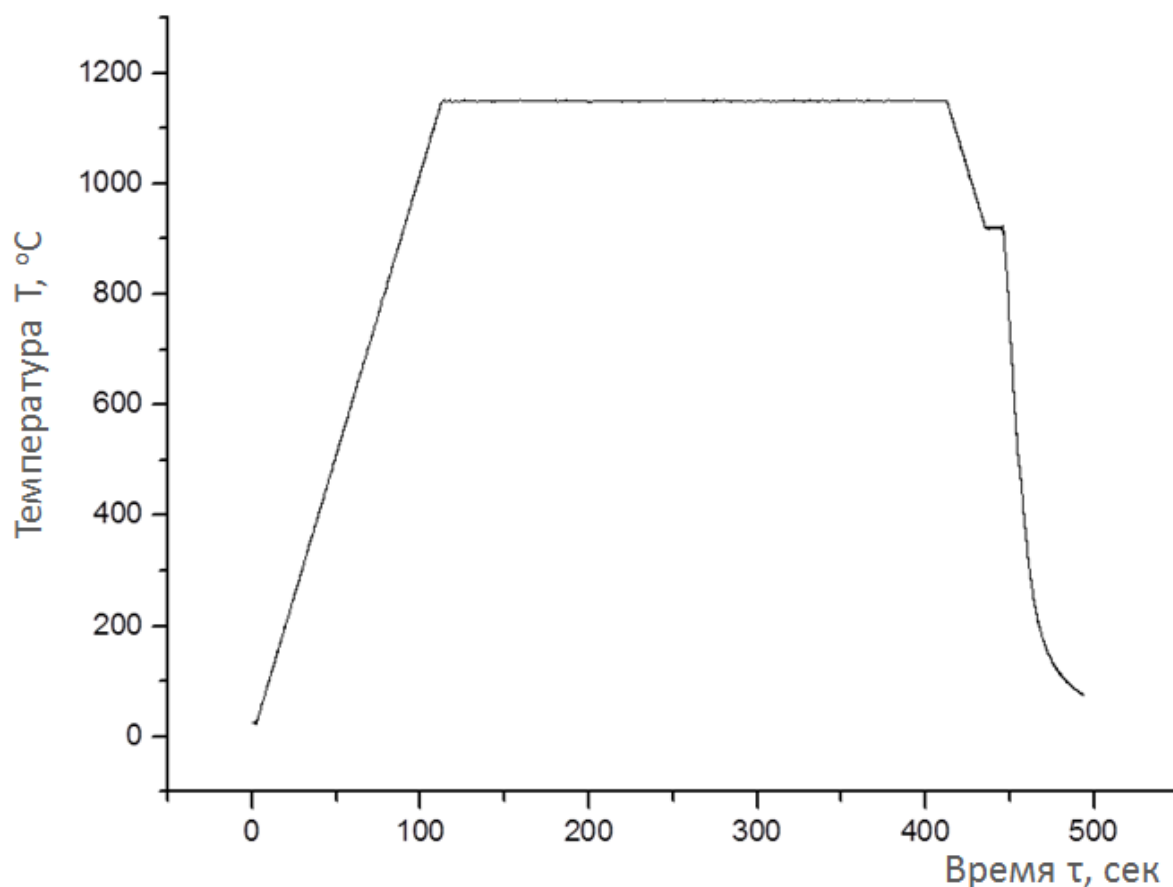


Рисунок 27 – Режим термомеханической обработки с деформацией 40% и скоростью последующего непрерывного охлаждения 50 °C/сек

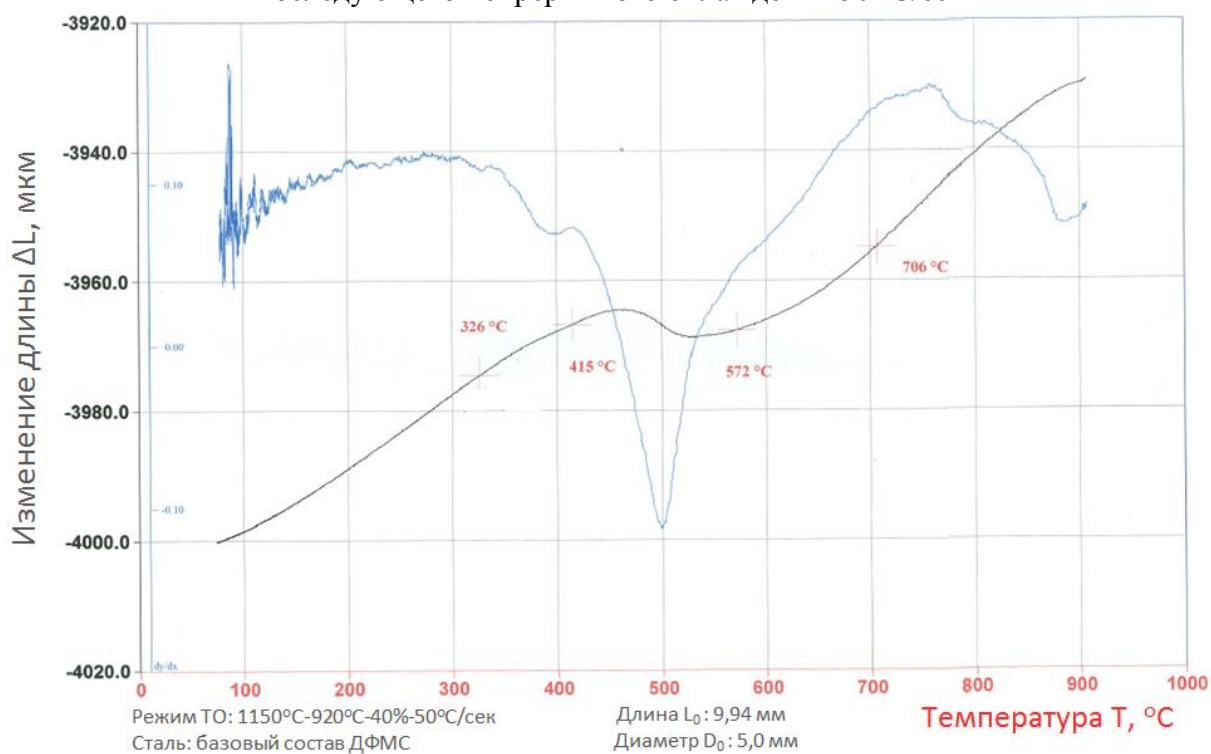


Рисунок 28 – Область перегиба на дилатограмме в процессе непрерывного охлаждения со скоростью 50 °C/с после деформации 40%

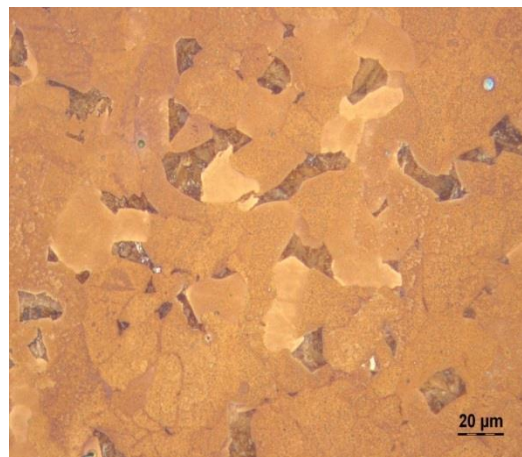
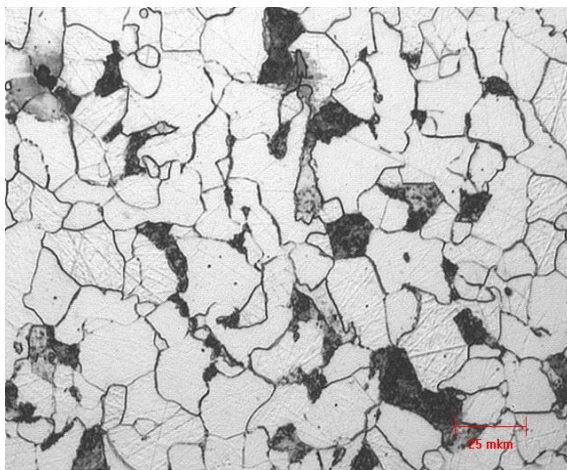


Рисунок 29 – Металлографические снимки образцов (с деформацией) при скорости непрерывного охлаждения 0,5 °C/c

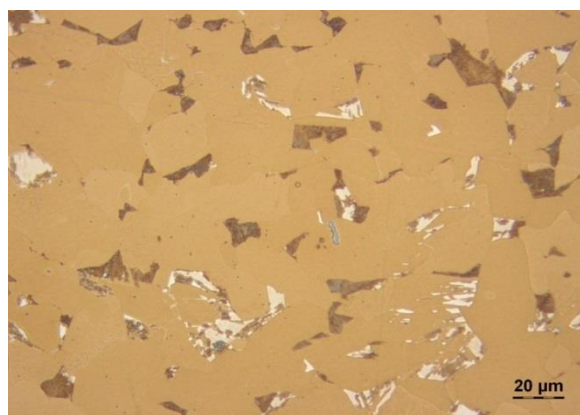
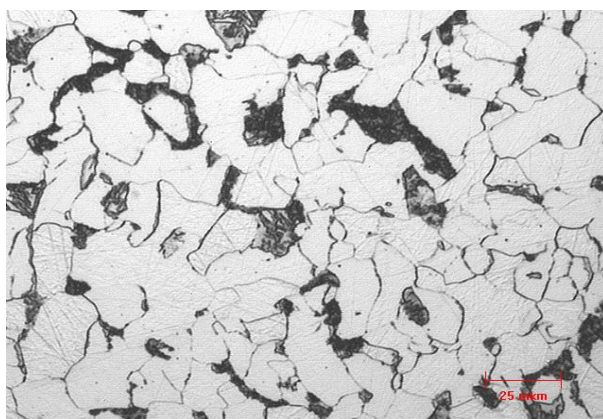


Рисунок 30 – Металлографические снимки образцов (с деформацией) при скорости непрерывного охлаждения 1 °C/c

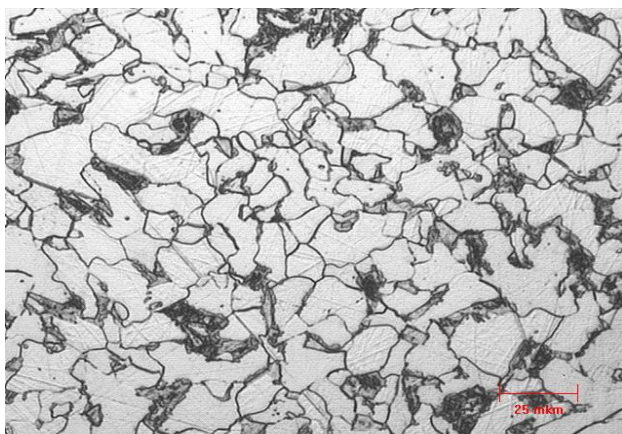


Рисунок 31 – Металлографические снимки образцов (с деформацией) при скорости непрерывного охлаждения 3 °C/c

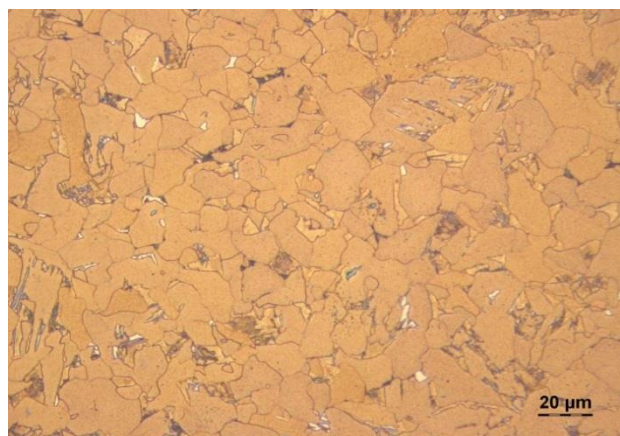
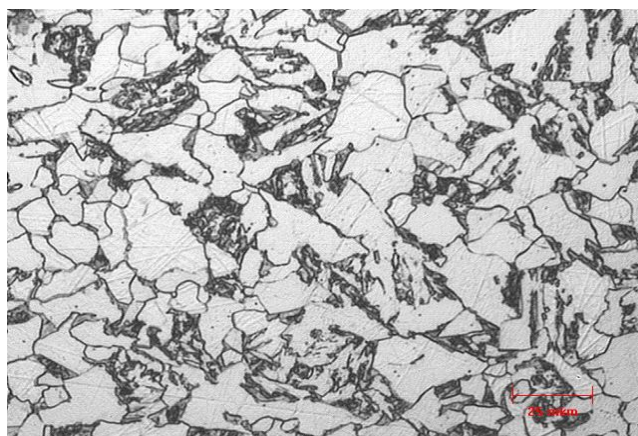


Рисунок 32 – Металлографические снимки образцов (с деформацией) при скорости непрерывного охлаждения 5 °C/c

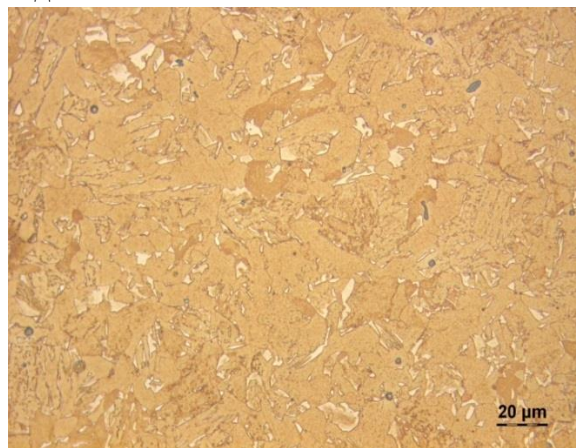


Рисунок 33 – Металлографические снимки образцов (с деформацией) при скорости непрерывного охлаждения 10 °C/c

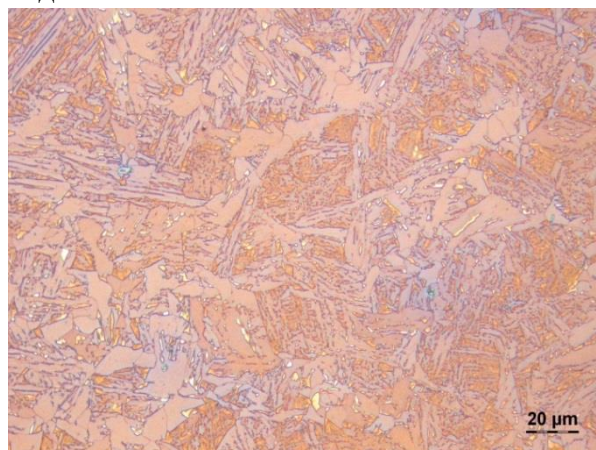
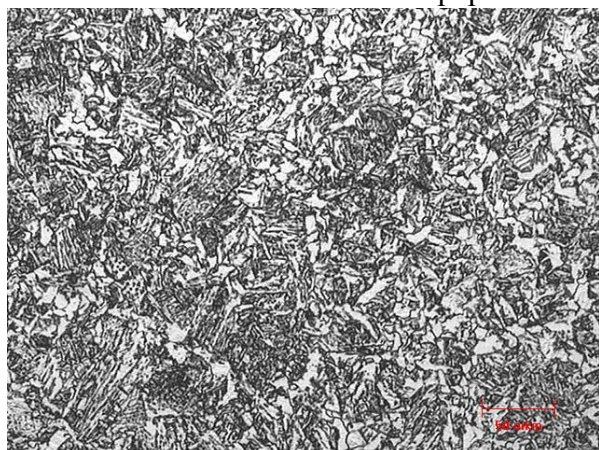


Рисунок 34 – Металлографические снимки образцов (с деформацией) при скорости непрерывного охлаждения 20 °C/c

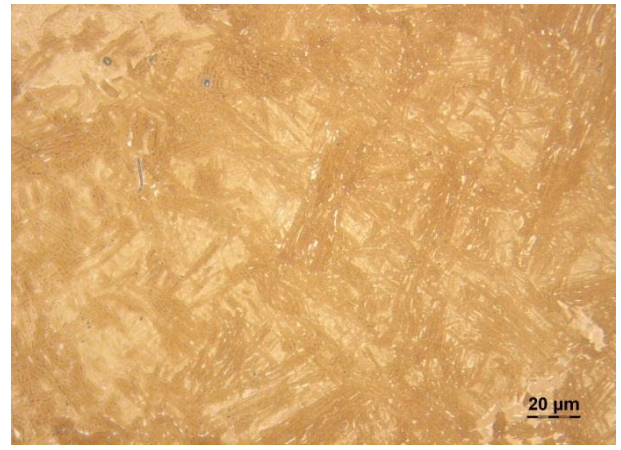
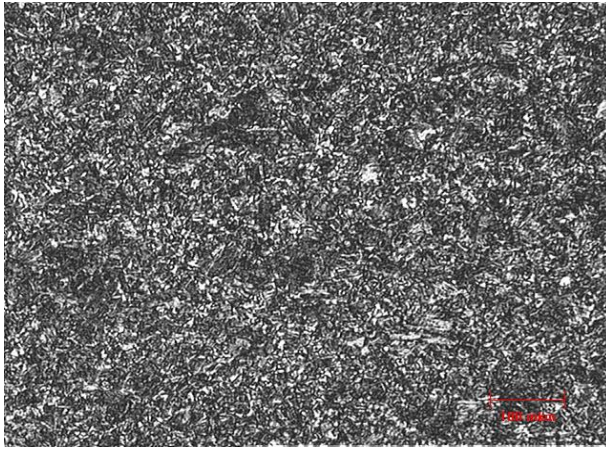


Рисунок 35 – Металлографические снимки образцов (с деформацией) при скорости непрерывного охлаждения 50 °C/с

Приложение Г

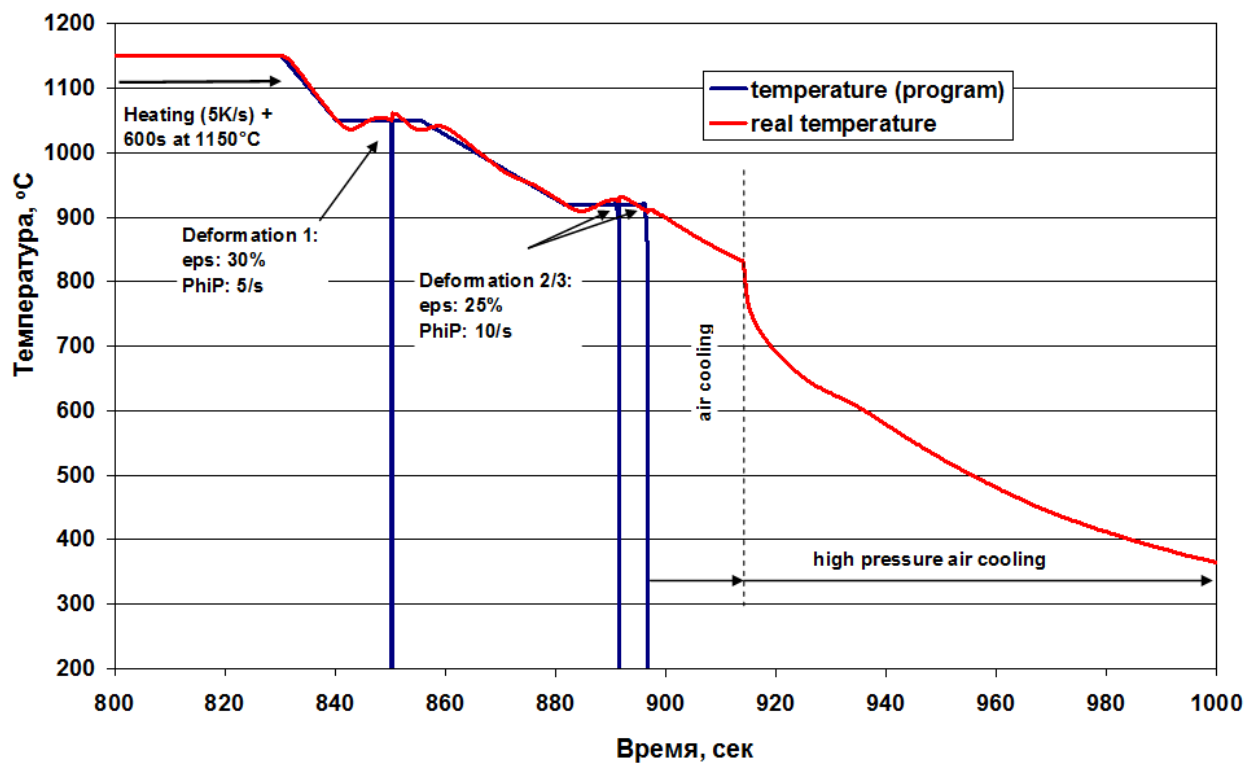


Рисунок 1– Режим термомеханической обработки на установке Hydrowedge II при имитируемой температуре конца прокатки 920 °C и последеформационной воздушной паузе 15 сек

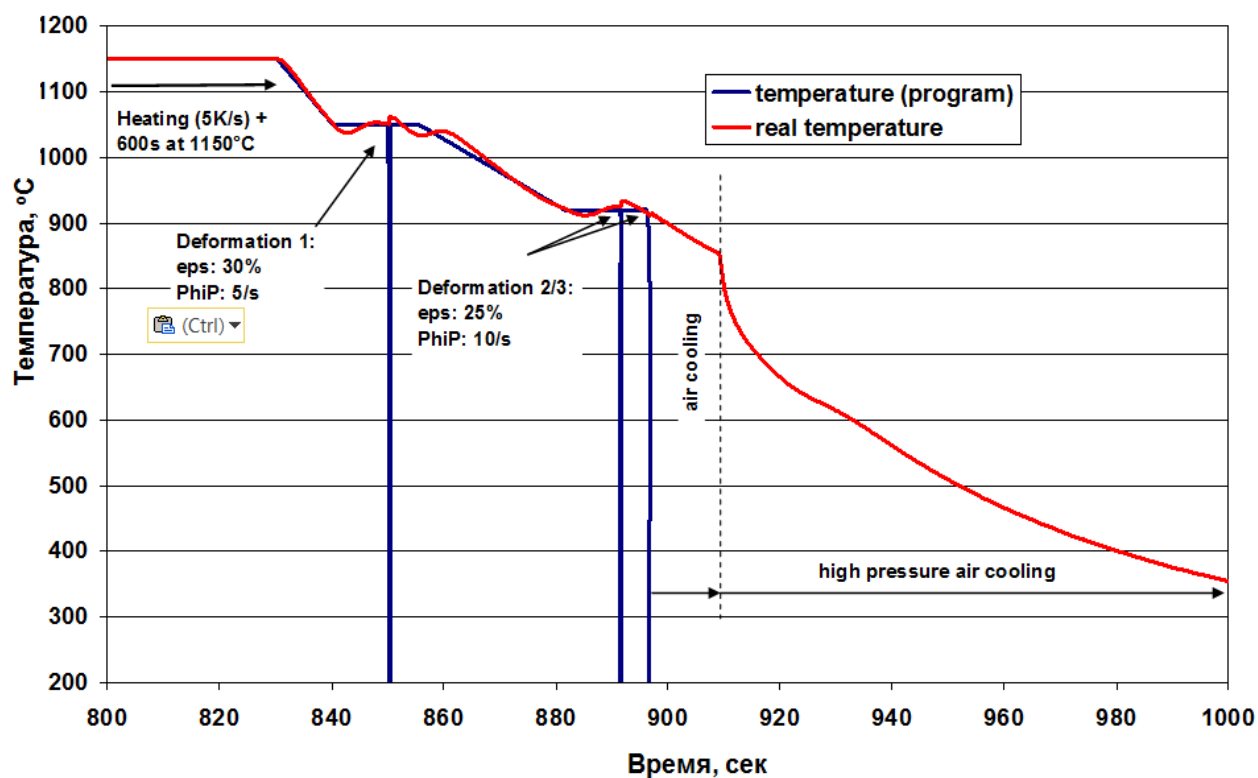


Рисунок 2 – Режим термомеханической обработки на установке Hydrowedge II при имитируемой температуре конца прокатки 920 °С и последеформационной воздушной паузе 10 сек

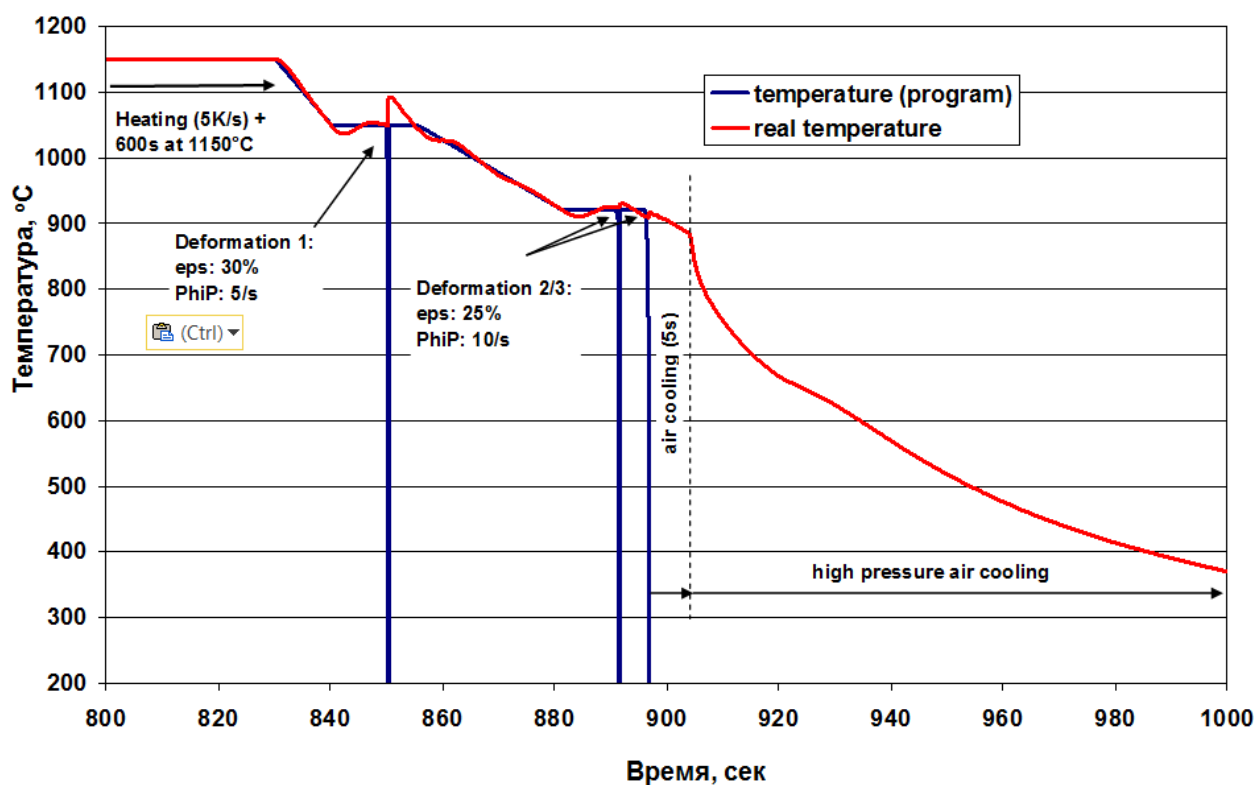


Рисунок 3 – Режим термомеханической обработки на установке Hydrowedge II при имитируемой температуре конца прокатки 920 °С и последеформационной воздушной паузе 5 сек

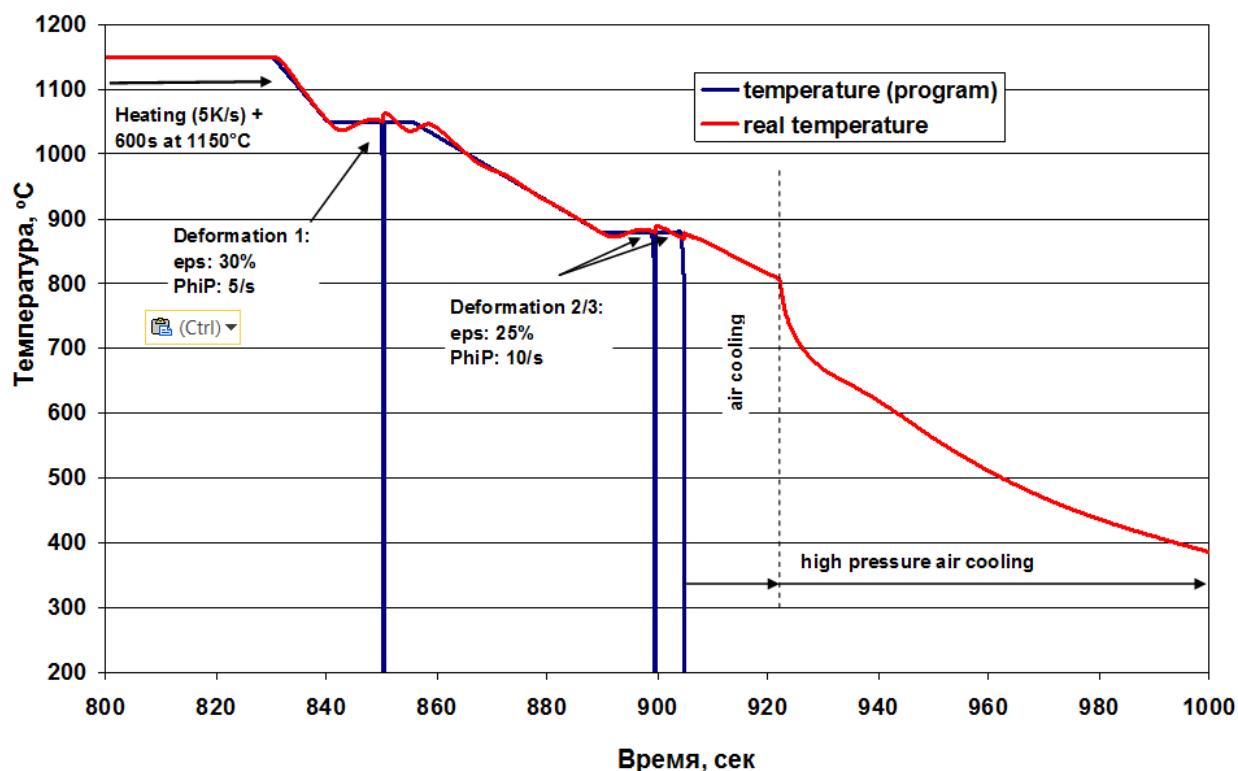


Рисунок 4 – Режим термомеханической обработки на установке Hydrowedge II при имитируемой температуре конца прокатки 880 °С и последеформационной воздушной паузе 15 сек

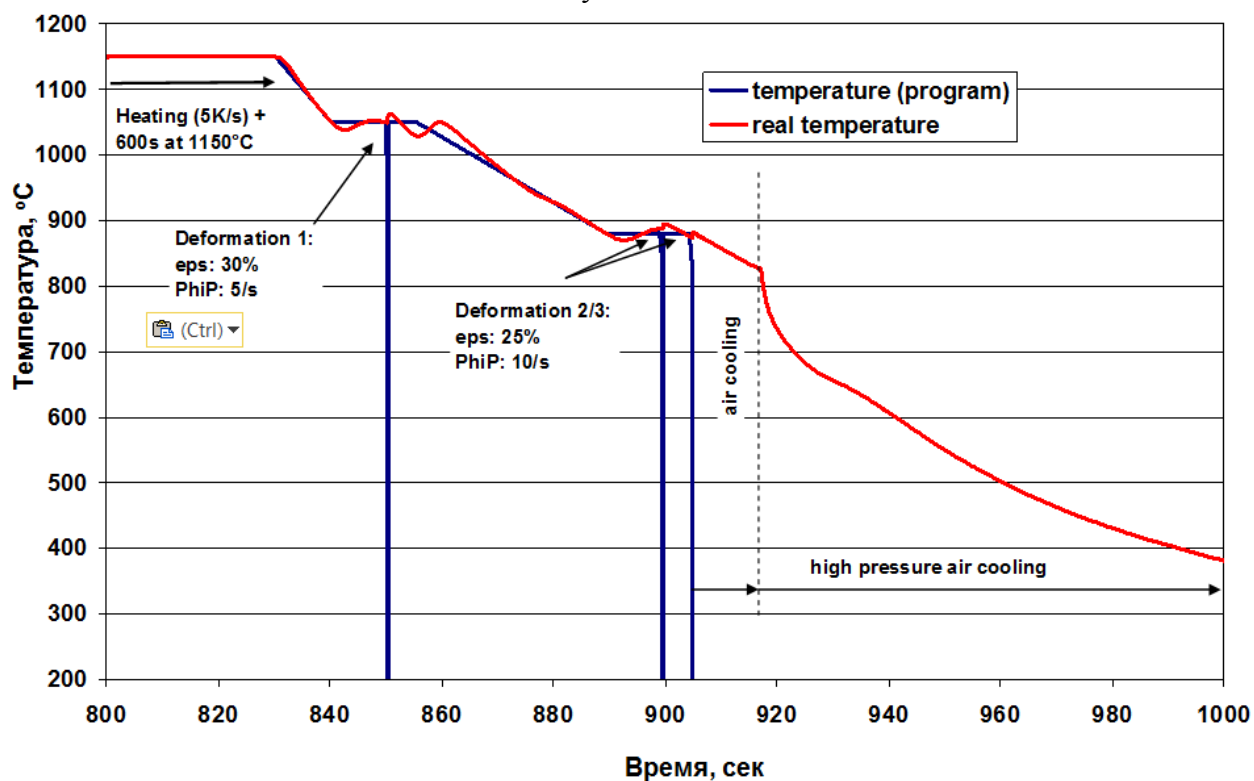


Рисунок 5 – Режим термомеханической обработки на установке Hydrowedge II при имитируемой температуре конца прокатки 880 °С и последеформационной воздушной паузе 10 сек

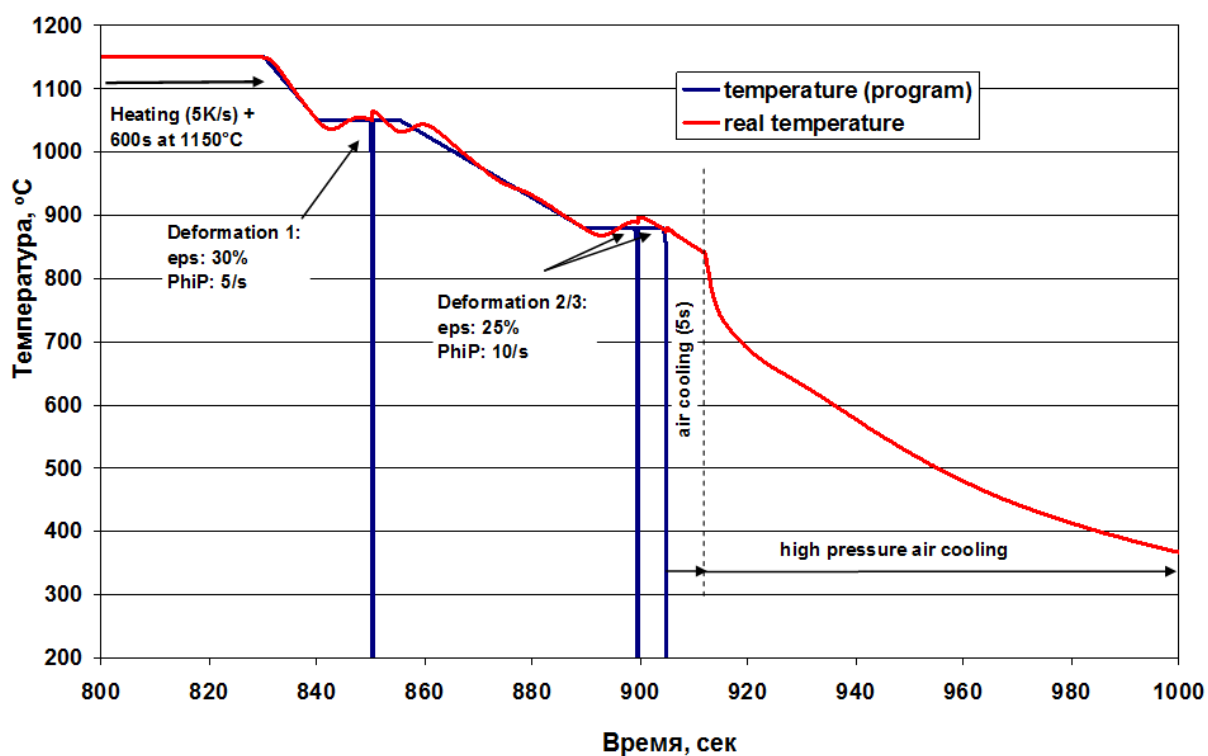


Рисунок 6 – Режим термомеханической обработки на установке Hydrowedge II при имитируемой температуре конца прокатки 880 °С и последеформационной воздушной паузе 5 сек

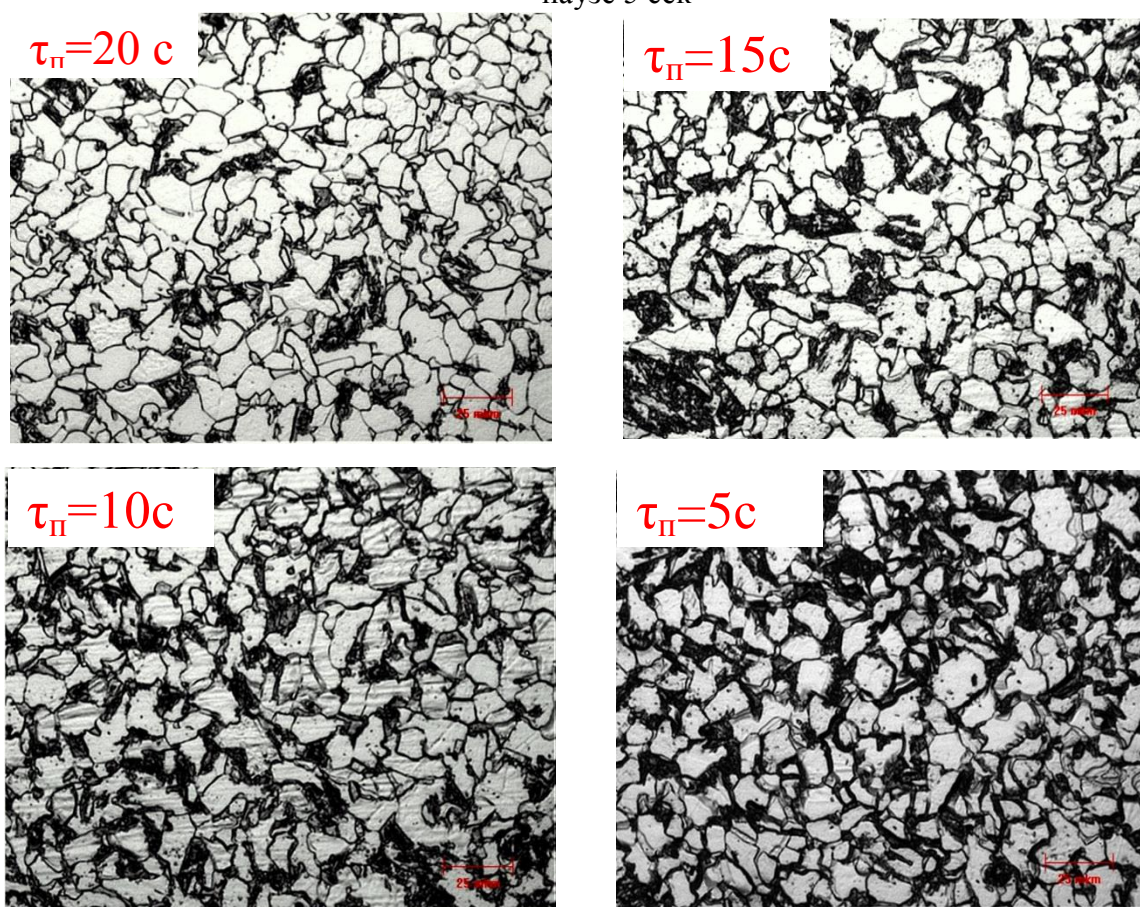


Рисунок 7– Металлографические снимки образцов с разным временем паузы – τ_p и $T_{кп}=880\text{ °C}$, по технологии травления на феррит (феррит окрашен в белый цвет)

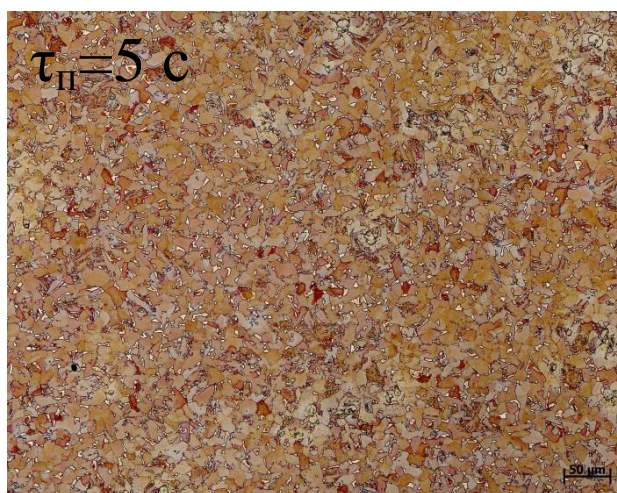
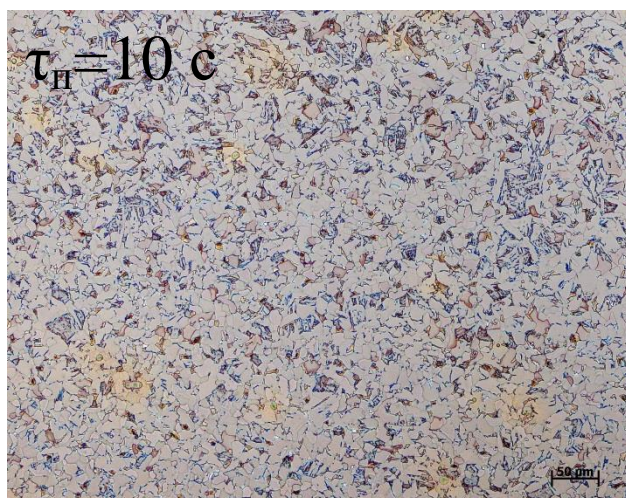
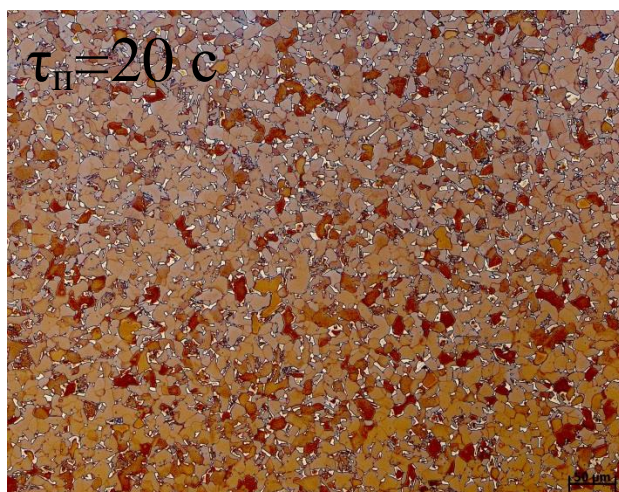
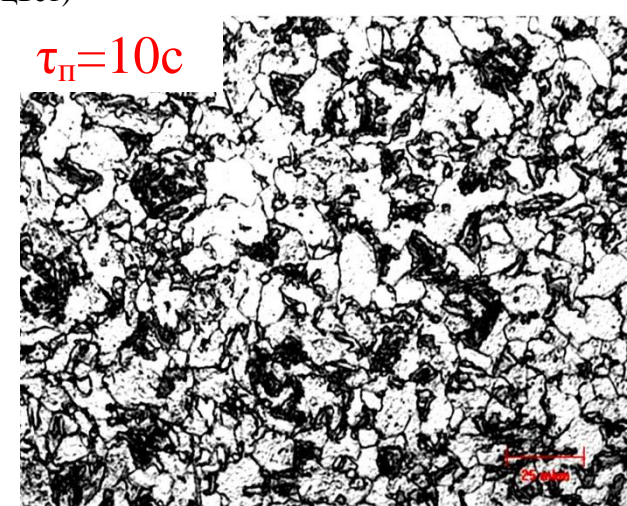
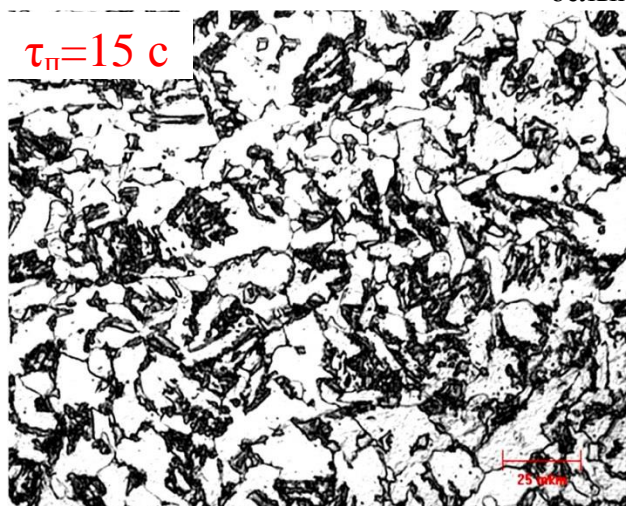


Рисунок 8– Металлографические снимки образцов с разным временем паузы – $\tau_{\text{п}}$ и $T_{\text{кп}}=880\text{ }^{\circ}\text{C}$, полученные по технологии травления на мартенсит (мартенсит окрашен в белый цвет)



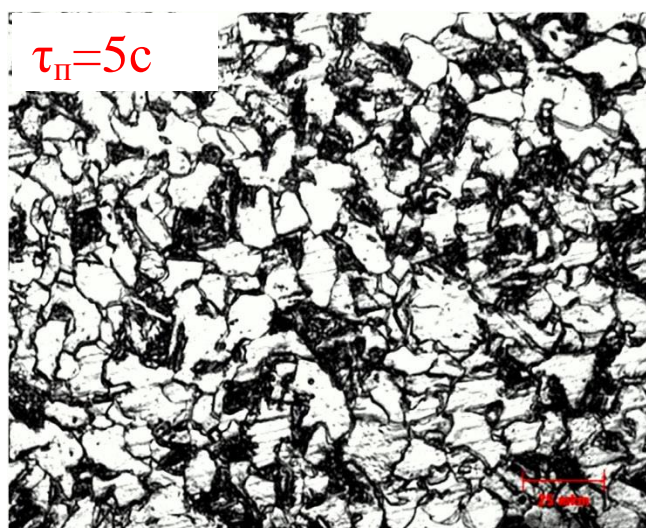


Рисунок 9– Металлографические снимки образцов с разным временем паузы – $\tau_{\text{п}}$ и $T_{\text{кп}}=880\text{ }^{\circ}\text{C}$, по технологии травления на феррит (феррит окрашен в белый цвет)

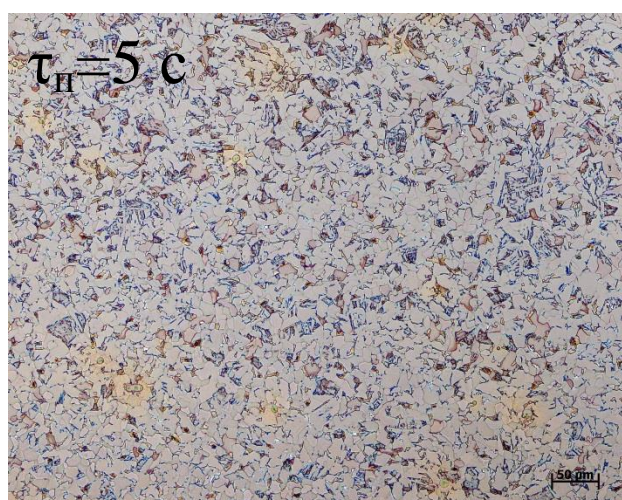
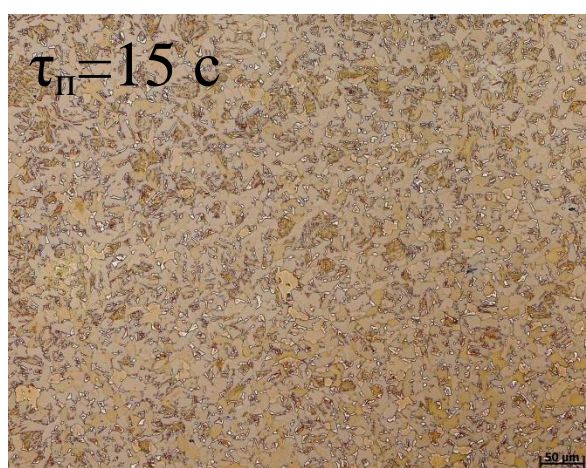


Рисунок 10 – Металлографические снимки образцов с разным временем паузы – $\tau_{\text{п}}$ и $T_{\text{кп}}=880\text{ }^{\circ}\text{C}$, полученные по технологии травления на мартенсит (мартенсит окрашен в белый цвет)

Приложение Д

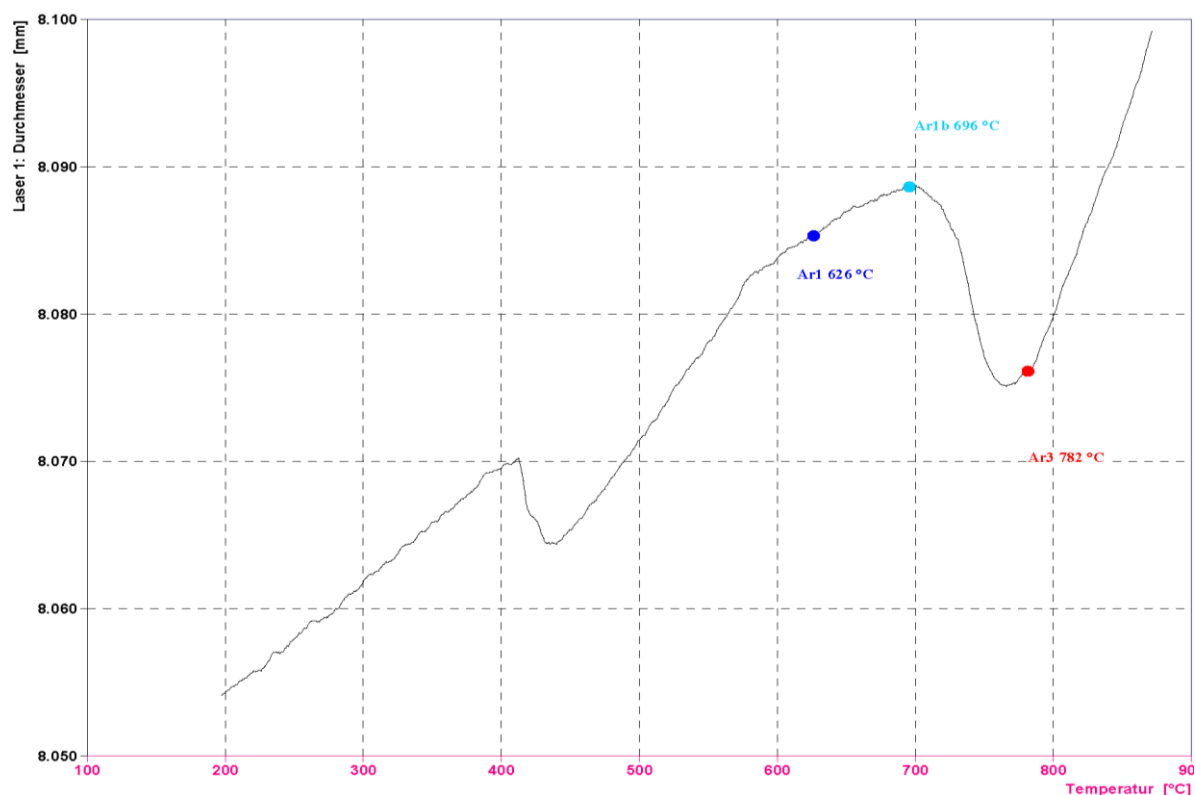


Рисунок 1 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 1 °C/c (1 опытный состав)

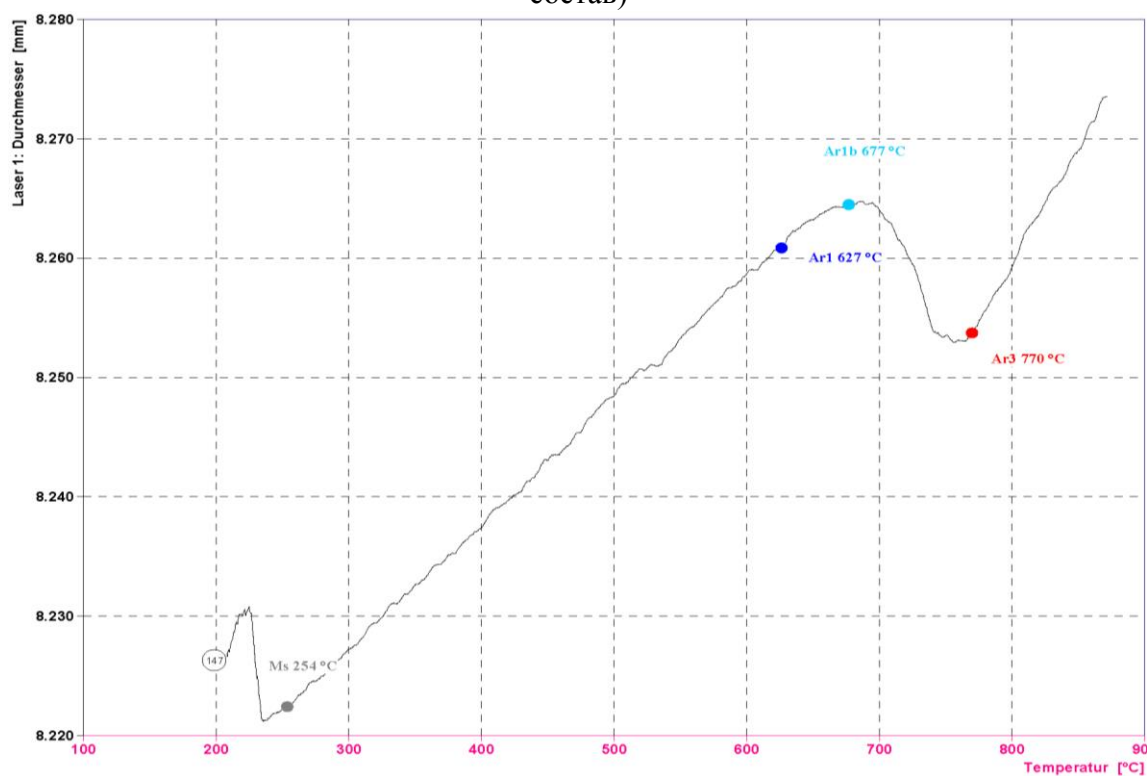


Рисунок 2 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 3 °C/c (1 опытный состав)

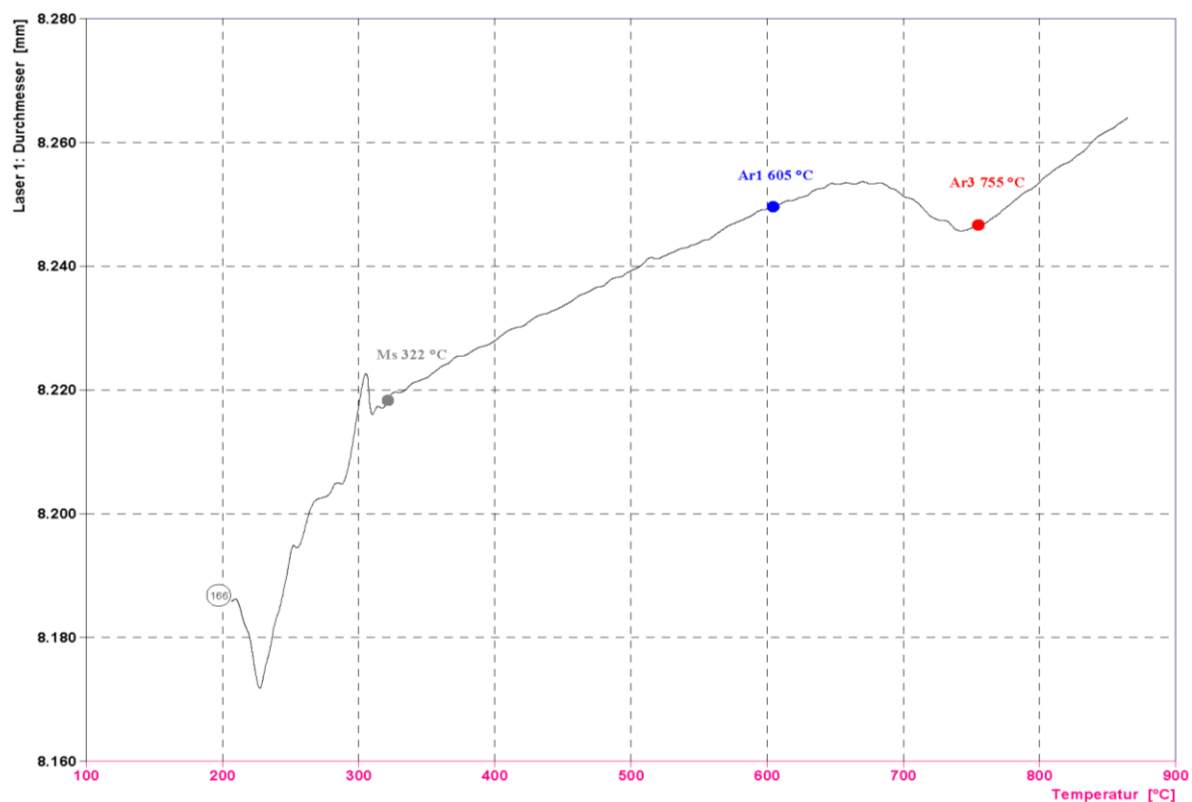


Рисунок 3 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 10 °C/с (1 опытный состав)

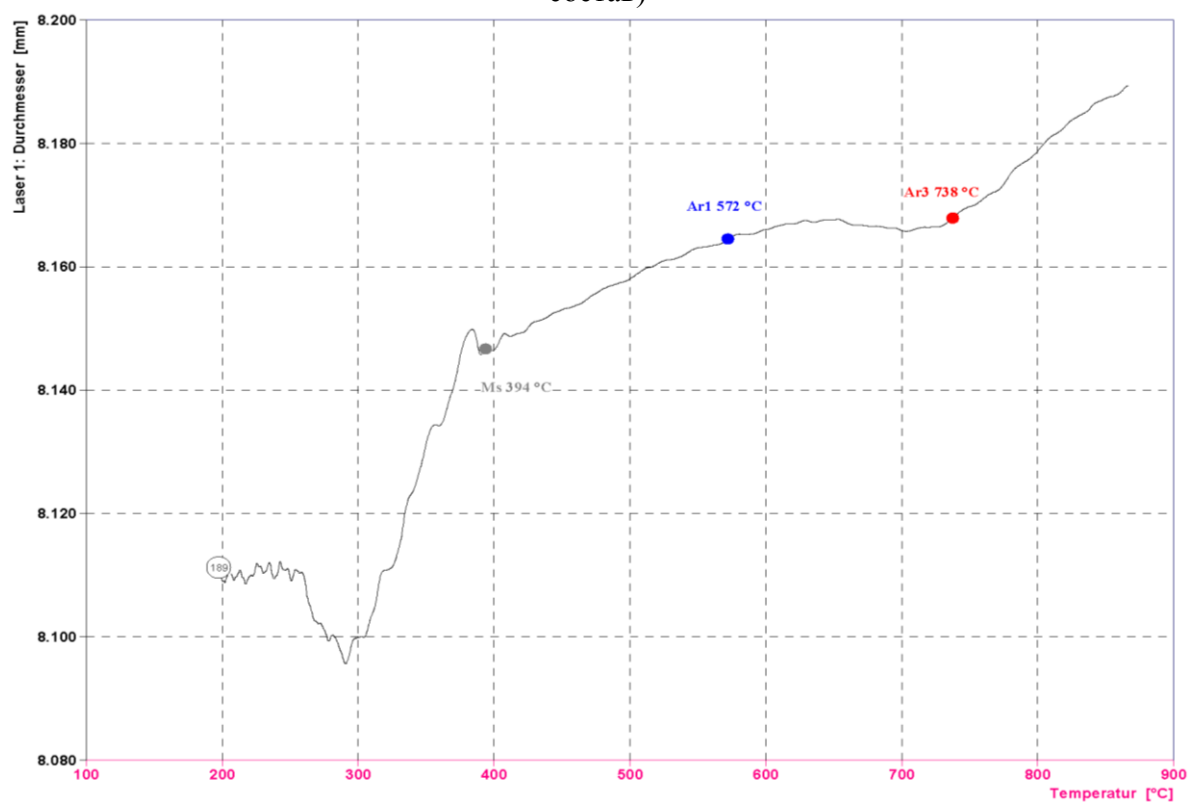


Рисунок 4 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 30 °C/с (1 опытный состав)

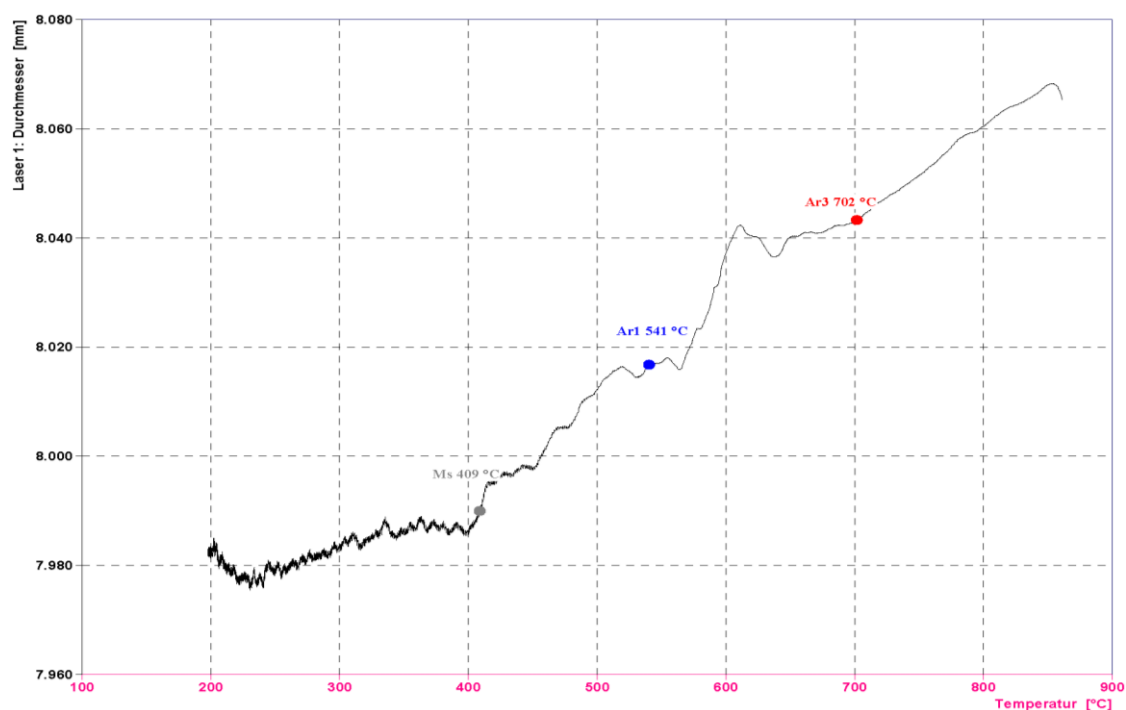


Рисунок 5 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 70 °C/с (1 опытный состав)

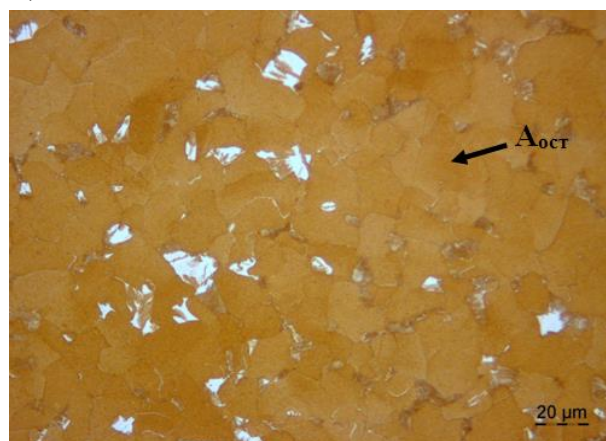
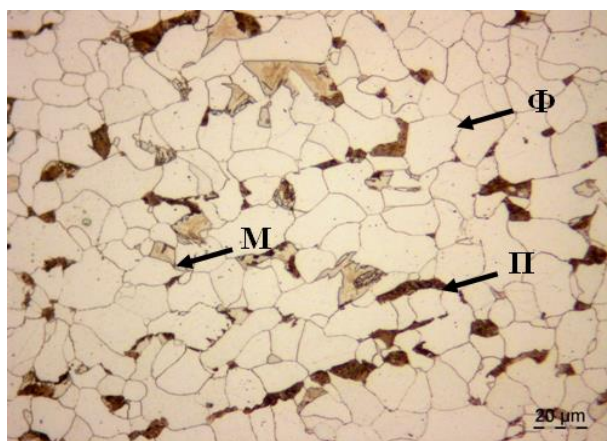


Рисунок 6 – Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) при скорости непрерывного охлаждения 1 °C/с (1 опытный состав)

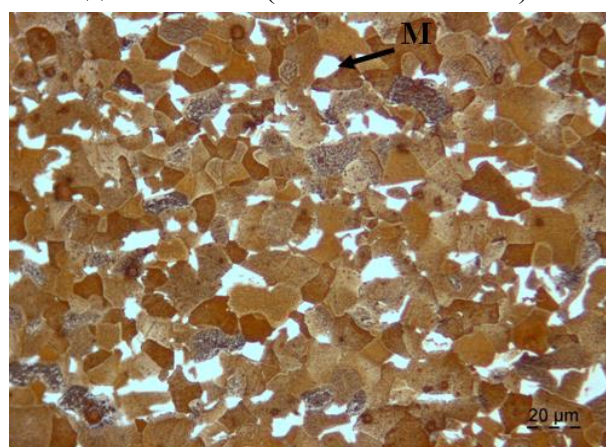
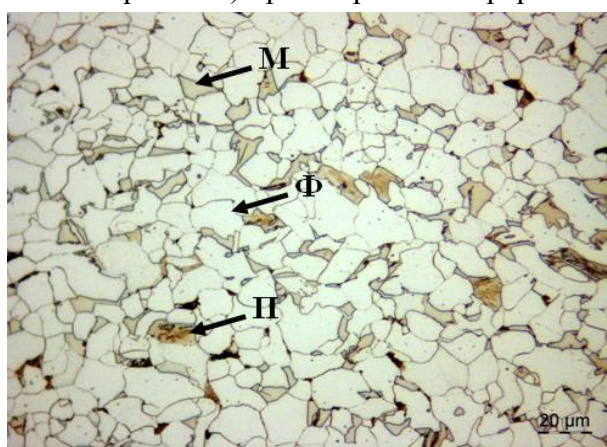


Рисунок 7 – Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) при скорости непрерывного охлаждения 3 °C/с (1 опытный состав)

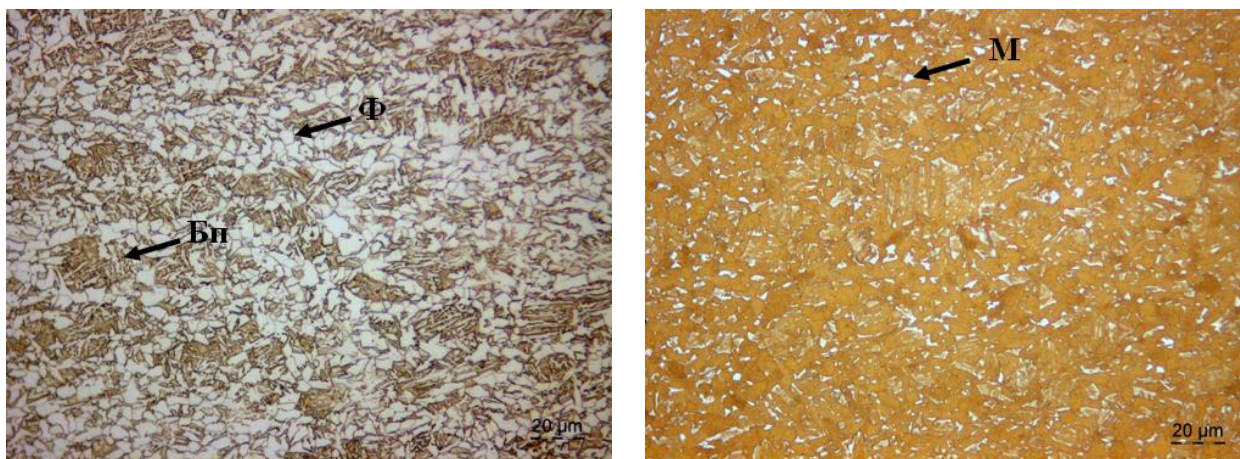


Рисунок 8 – Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) при скорости непрерывного охлаждения 70 °С/с (1 опытный состав)

Таблица 1 – Обобщенные результаты металлографического анализа и измеренной твердости для 1 опытного состава ДФМС

Скорость охлаждения °C/c	Твердость HV ¹ , ед.					d _ф , мкм	v _ф , %	v _м , %	v _п , %	v _б , %
	Номер измеряемых областей									
	1	2	3	4	среднее					
1	140	135	137	135	137	10,4	87	<5	9	-
3	147	149	147	145	147	7,79	84	9	5	<5
10	167	169	161	167	166	5,37	76	13	-	11
30	182	192	184	199	189	4,24	72	9	-	19
70	204	211	216	208	210	3,77	38	<5	-	57

$d_{\text{ф}}$ – размер зерна феррита; $v_{\text{ф}}$, $v_{\text{м}}$, $v_{\text{п}}$, $v_{\text{б}}$ – доля феррита, мартенсита, перлита и бейнита соответственно; HV^1 – твердость по Викерсу с усилием индентора твердомера 1 кН.

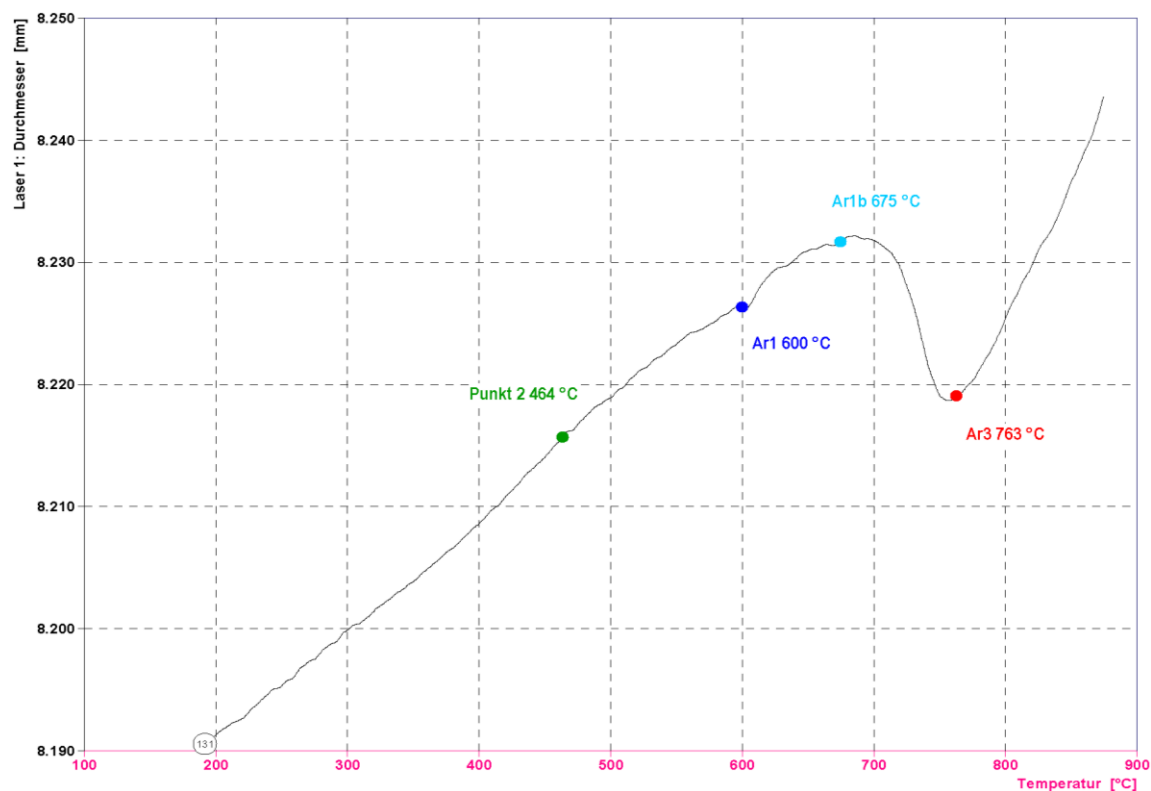


Рисунок 9 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 1 °C/с (2 опытный состав)

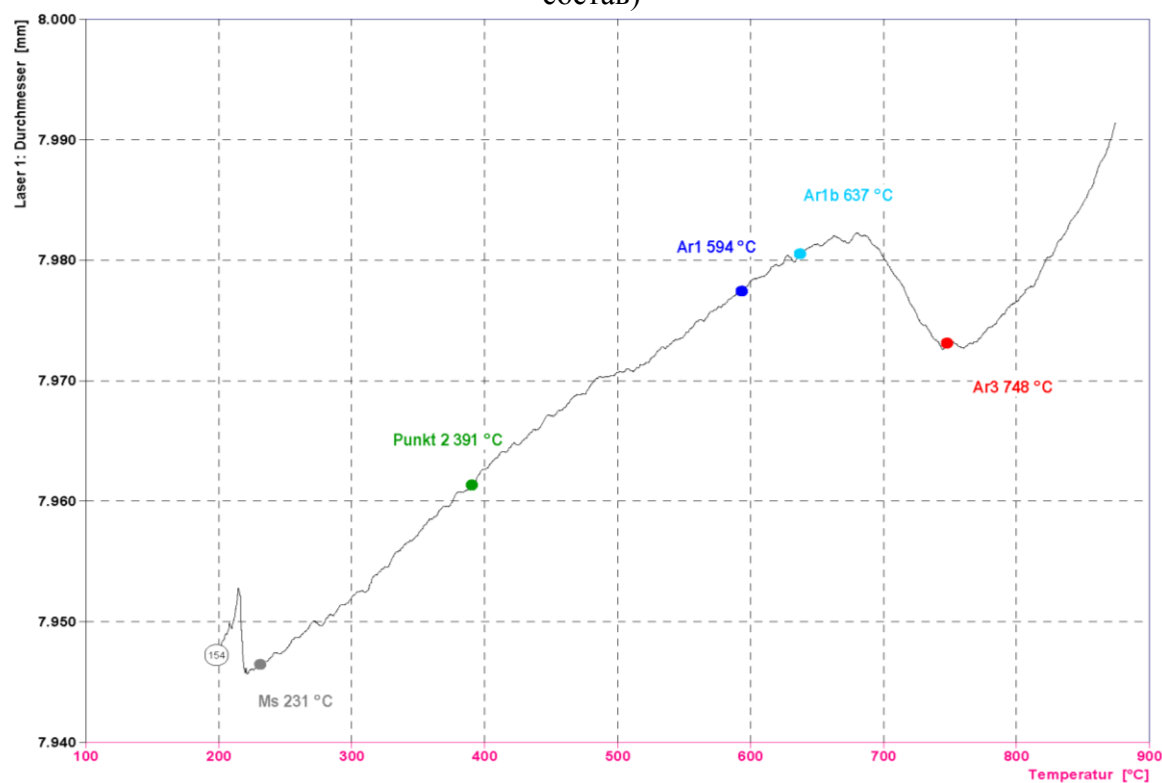


Рисунок 10 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 3 °C/с (2 опытный состав)

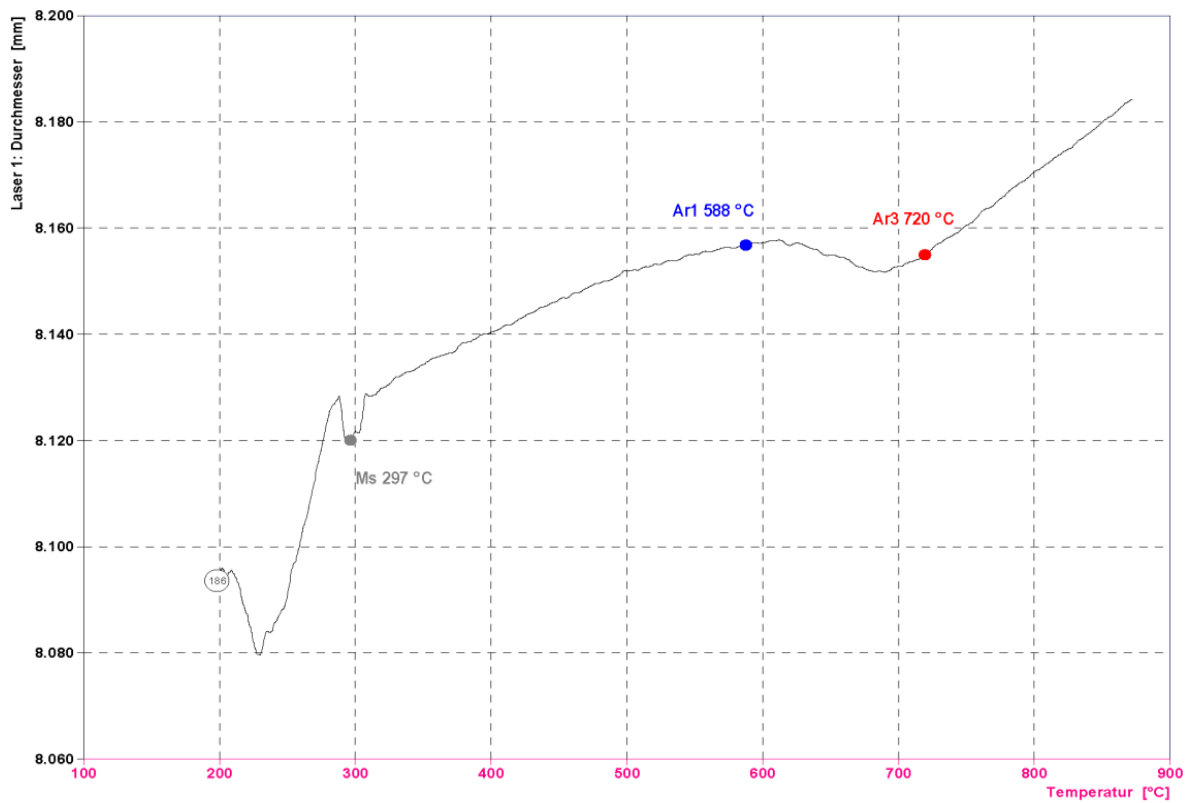


Рисунок 11 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 10 °C/с (2 опытный состав)

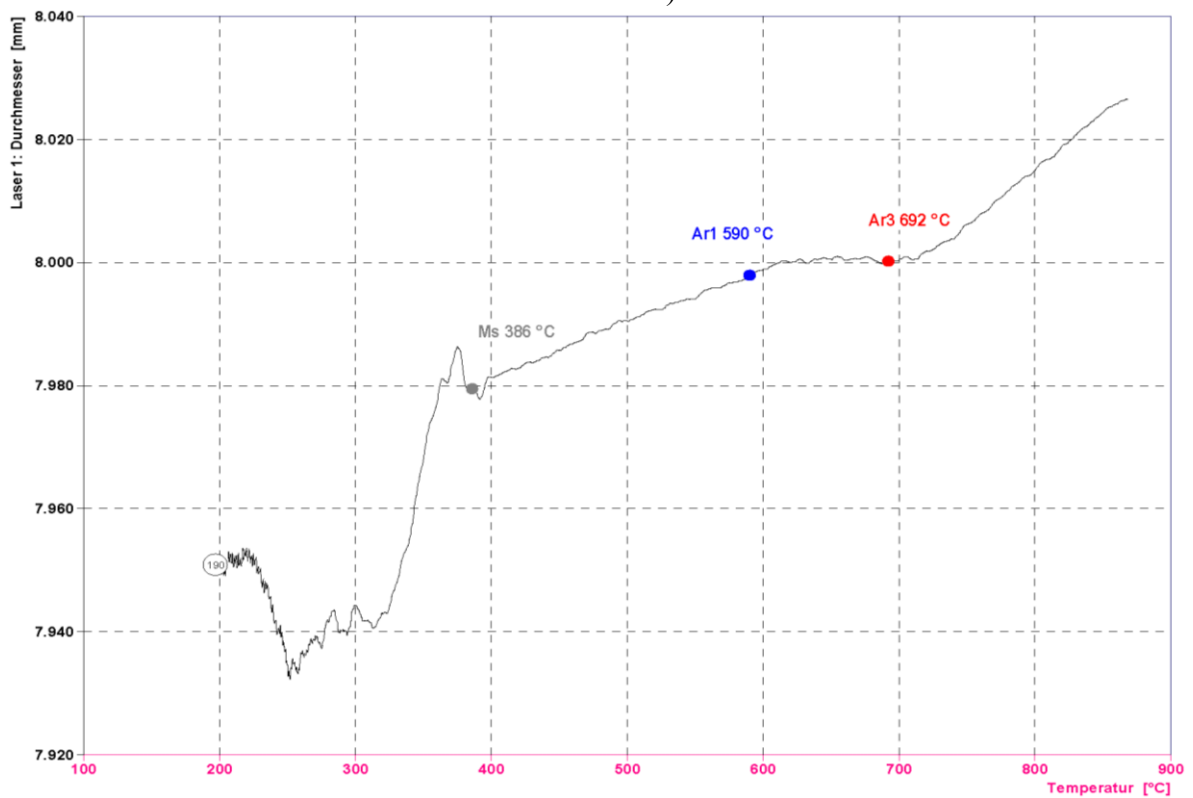


Рисунок 12 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 30 °C/с (2 опытный состав)

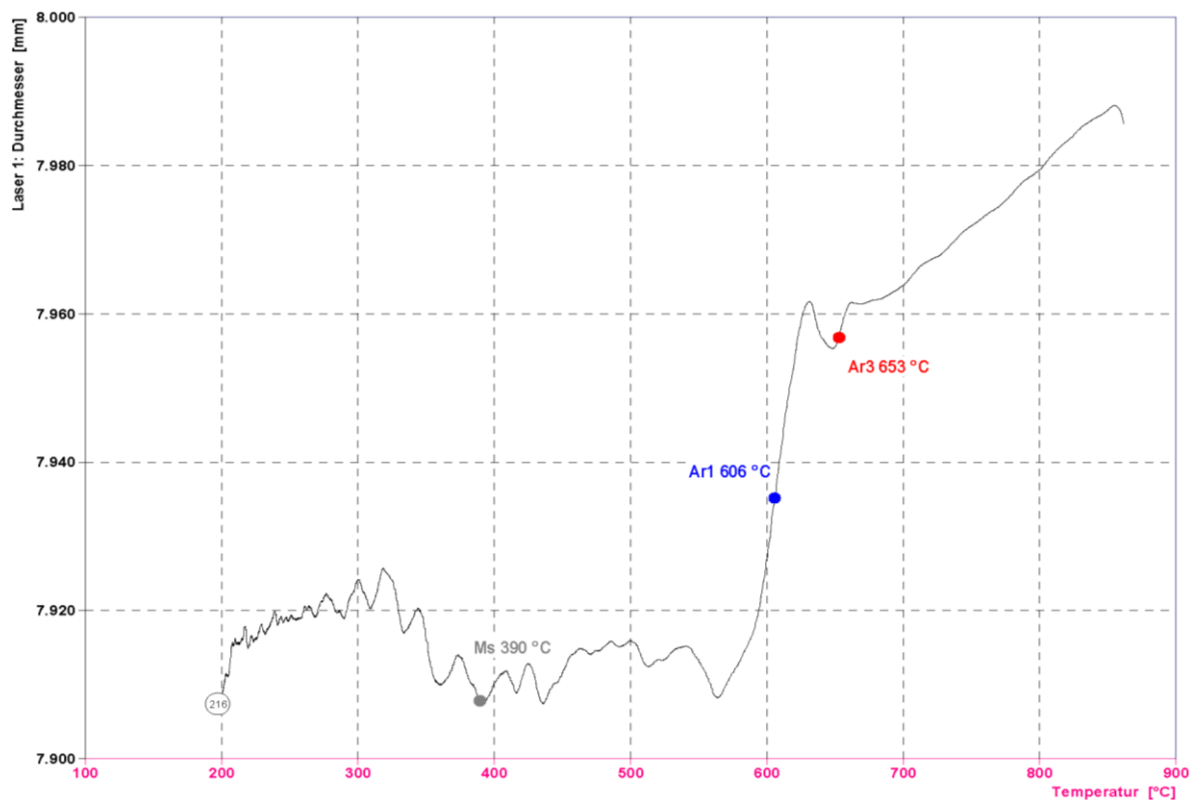


Рисунок 13 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения $70\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (2 опытный состав)

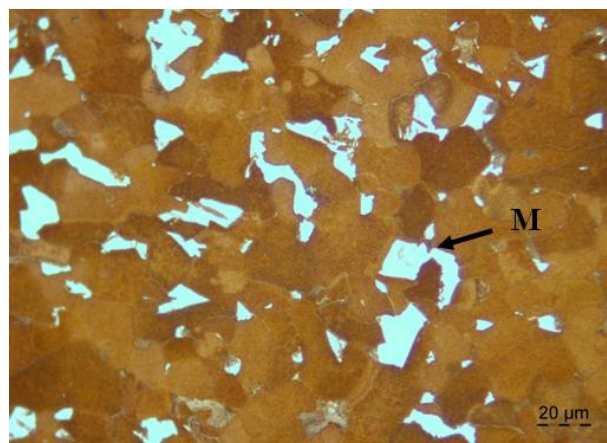
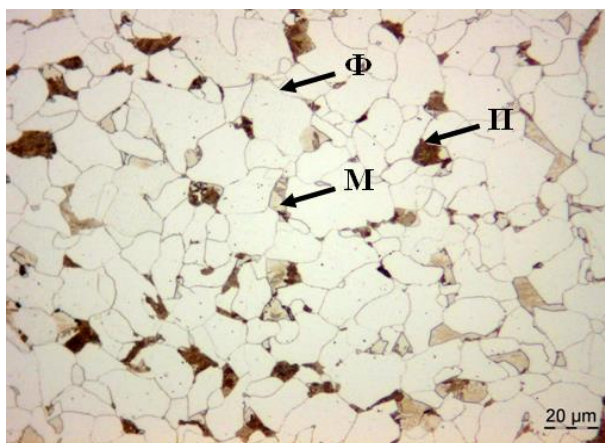


Рисунок 14 – Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) при скорости непрерывного охлаждения $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (2 опытный состав)

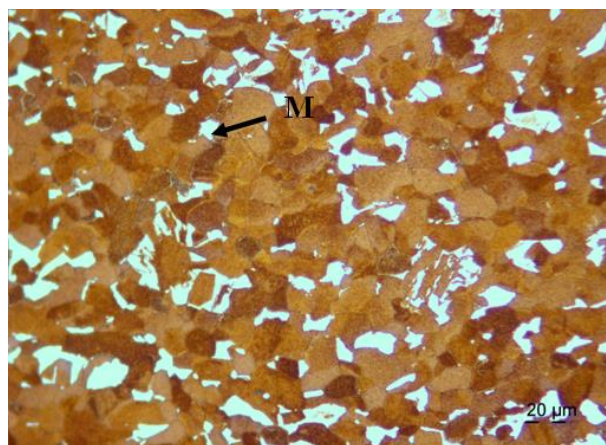
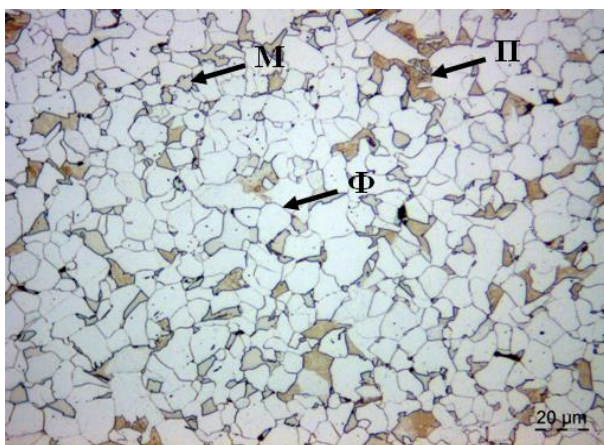


Рисунок 15 – Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) при скорости непрерывного охлаждения 3 °C/с (2 опытный состав)

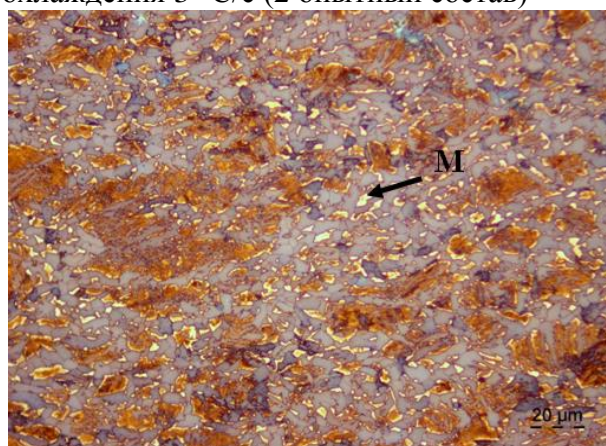
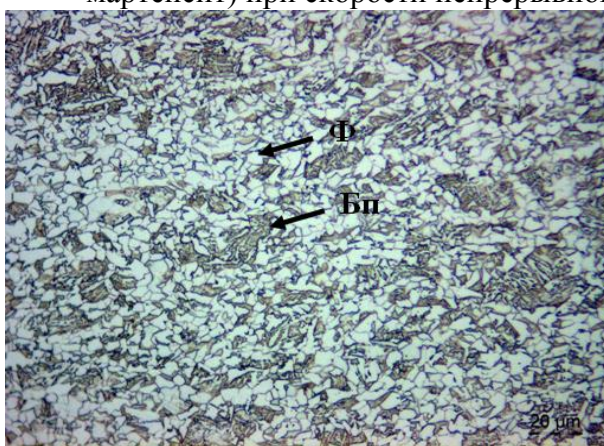


Рисунок 16 – Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) при скорости непрерывного охлаждения 70 °C/с (2 опытный состав)

Таблица 2 – Обобщенные результаты металлографического анализа и измеренной твердости для 2 опытного состава ДФМС

Скорость охлаждения °C/c	Твердость HV ¹ , ед.					d _ф , мкм	v _ф , %	v _м , %	v _п , %	v _б , %
	Номер измеряемых областей									
	1	2	3	4	среднее					
1	131	130	132	131	131	10,7	86	8	6	-
3	159	157	146	152	154	6,9	81	11	8	-
10	185	183	191	183	186	6,68	41	10	-	49
30	186	181	196	198	190	4,03	42	8	-	50
70	226	217	210	211	216	3,43	18	<5	-	82

$d_{\text{ф}}$ – размер зерна феррита; $v_{\text{ф}}$, $v_{\text{м}}$, $v_{\text{п}}$, $v_{\text{б}}$ – доля феррита, мартенсита, перлита и бейнита соответственно; HV^1 – твердость по Викерсу с усилием индентора твердомера 1 кН.

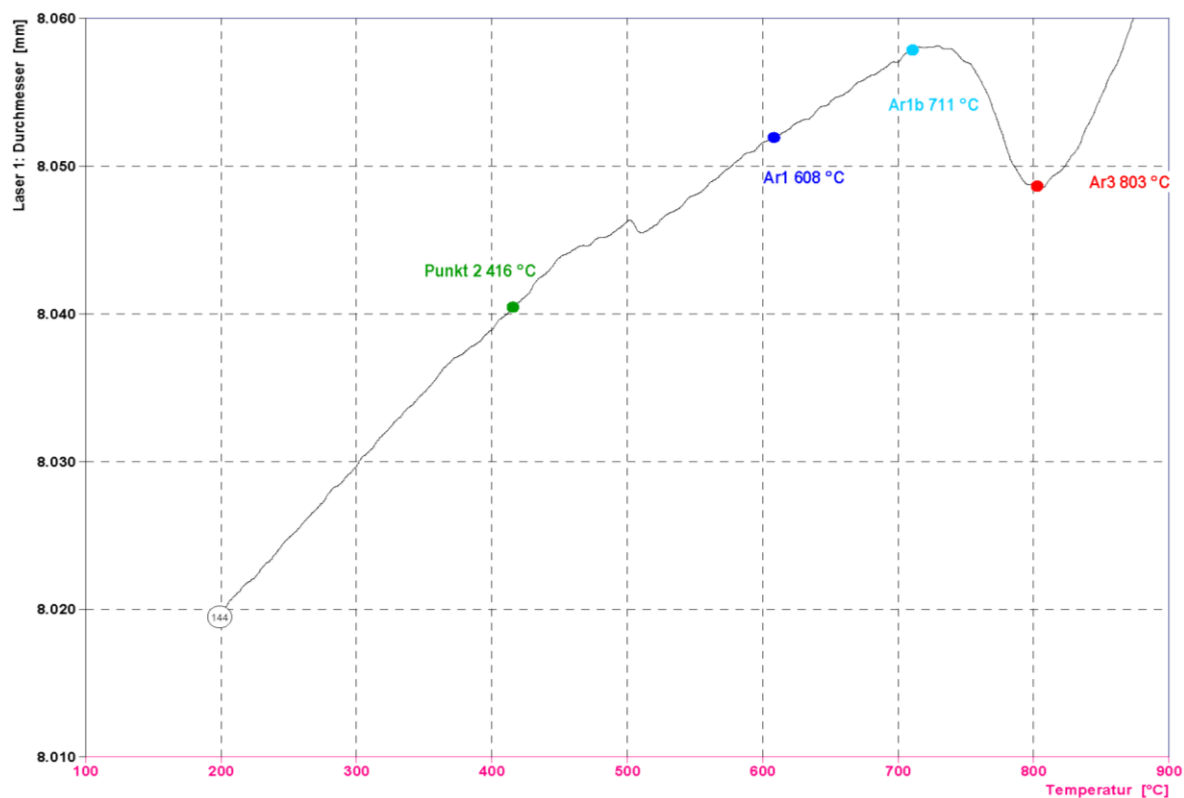


Рисунок 17 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 1 °C/c (3 опытный состав)

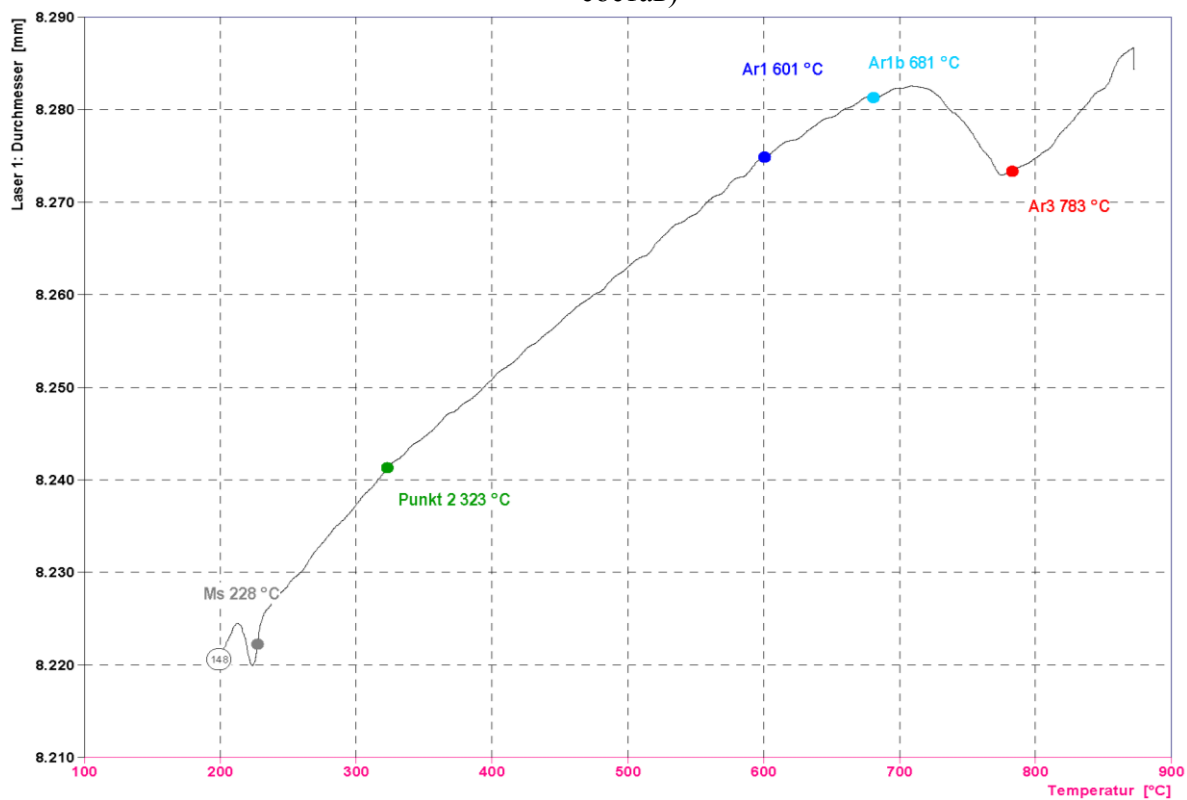


Рисунок 18 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 3 °C/c (3 опытный состав)

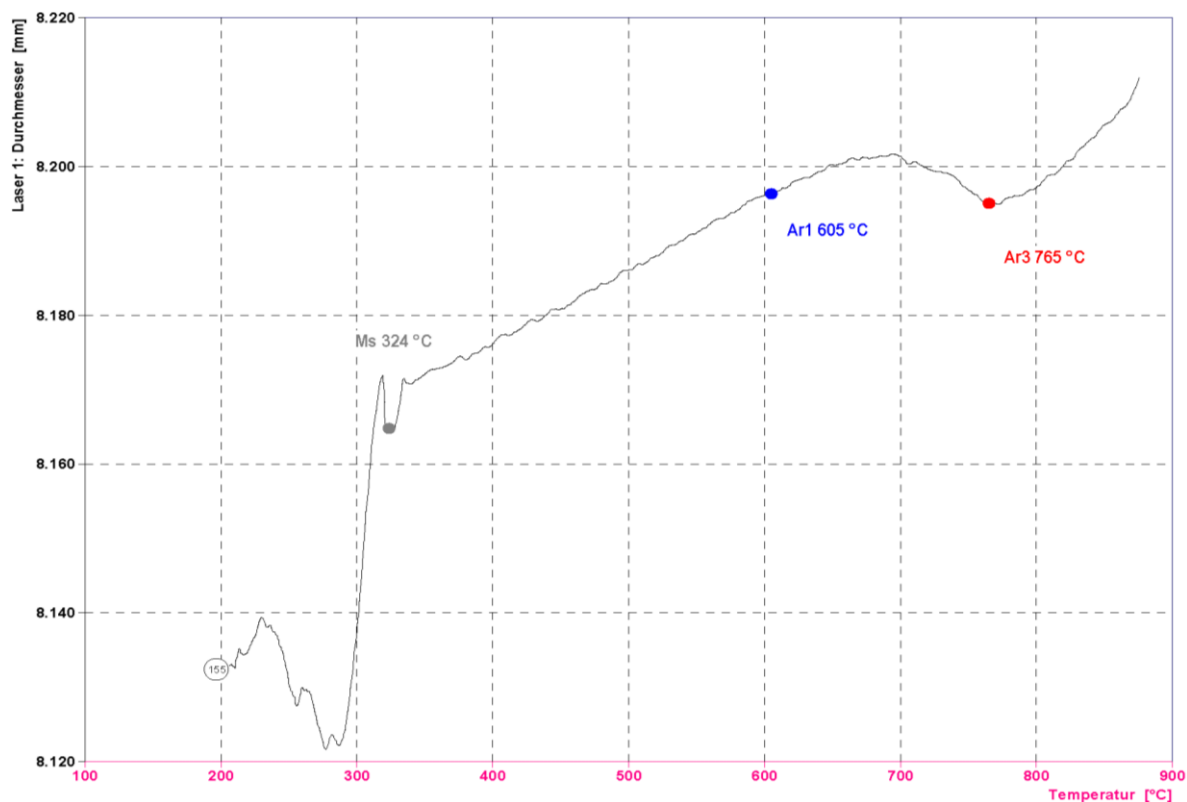


Рисунок 19 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 10 °C/с (3 опытный состав)

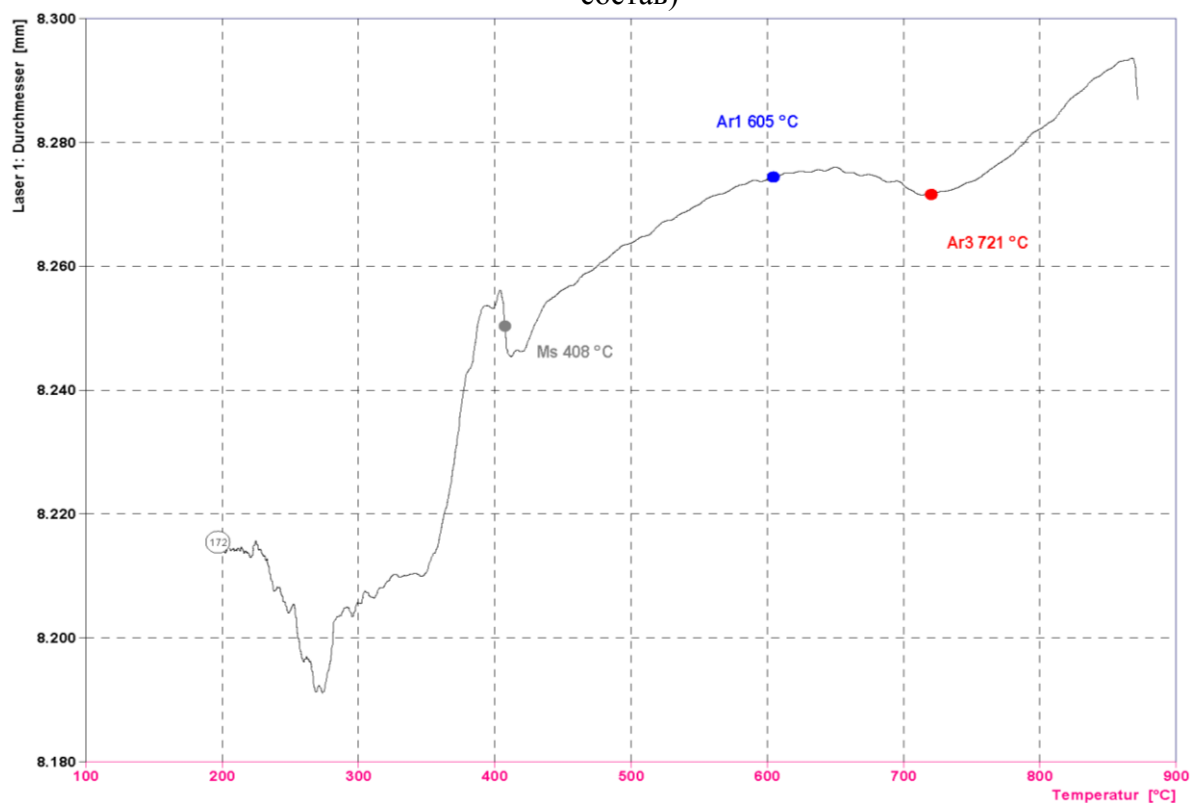


Рисунок 20 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения 30 °C/с (3 опытный состав)

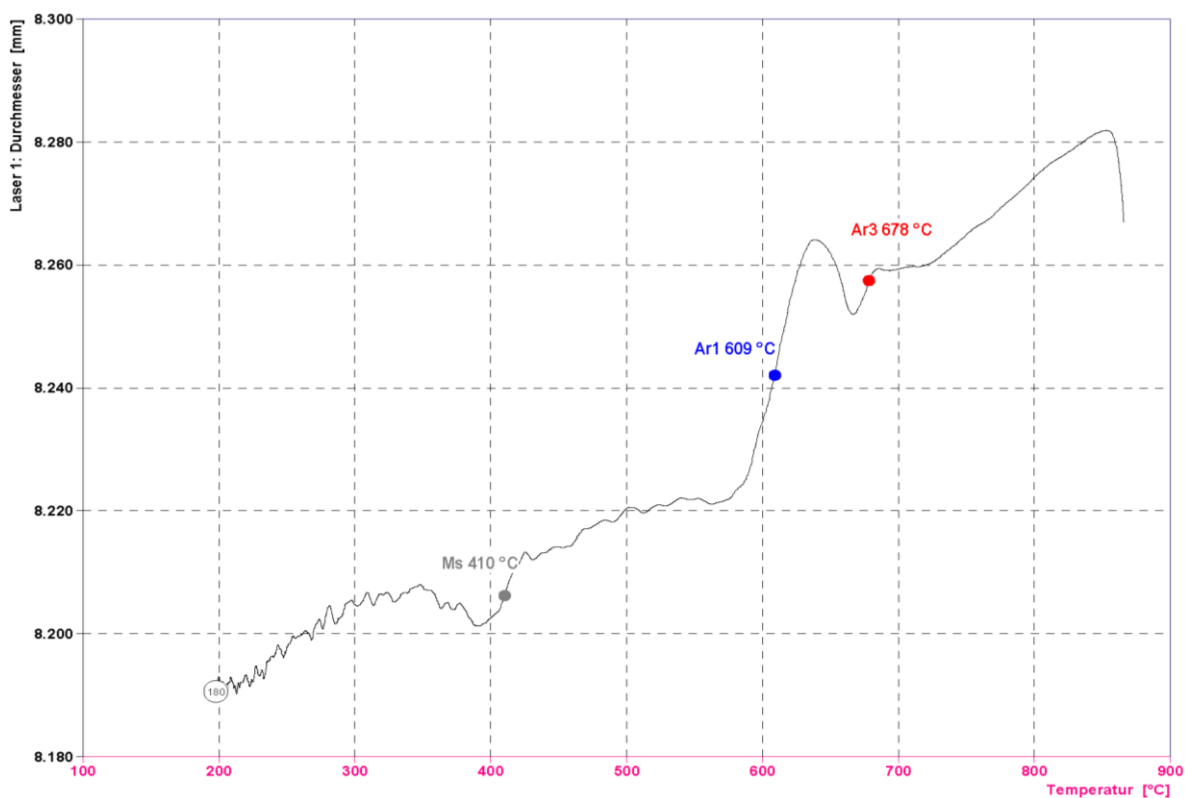


Рисунок 21 – Дилатограмма при скорости непрерывного охлаждения $70\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (3 опытный состав)

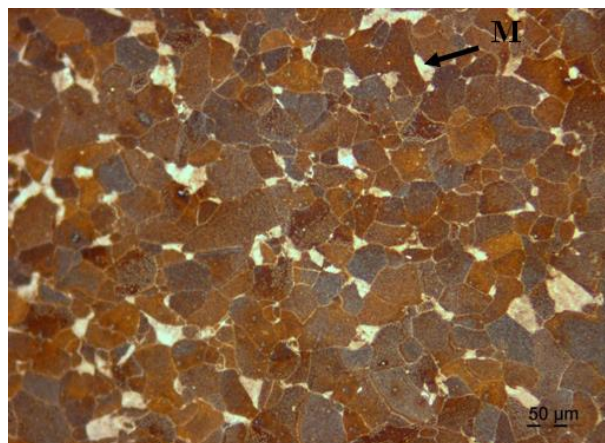
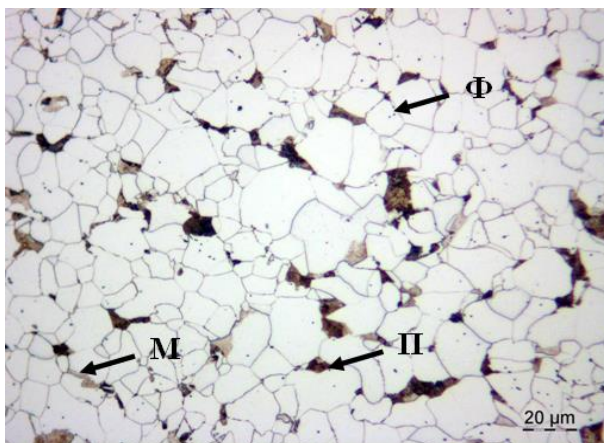


Рисунок 22 – Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) при скорости непрерывного охлаждения $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (3 опытный состав)

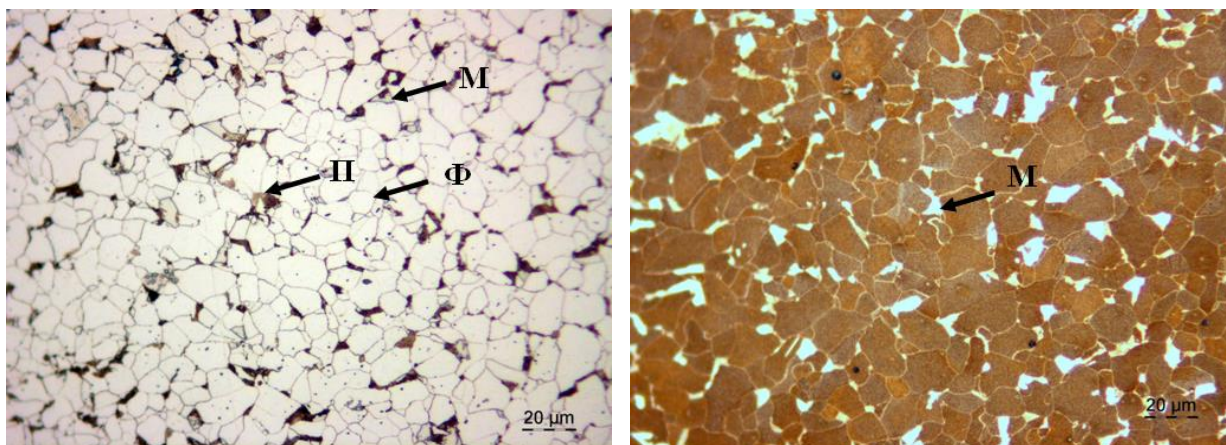


Рисунок 23– Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) при скорости непрерывного охлаждения 3 °C/с (3 опытный состав)

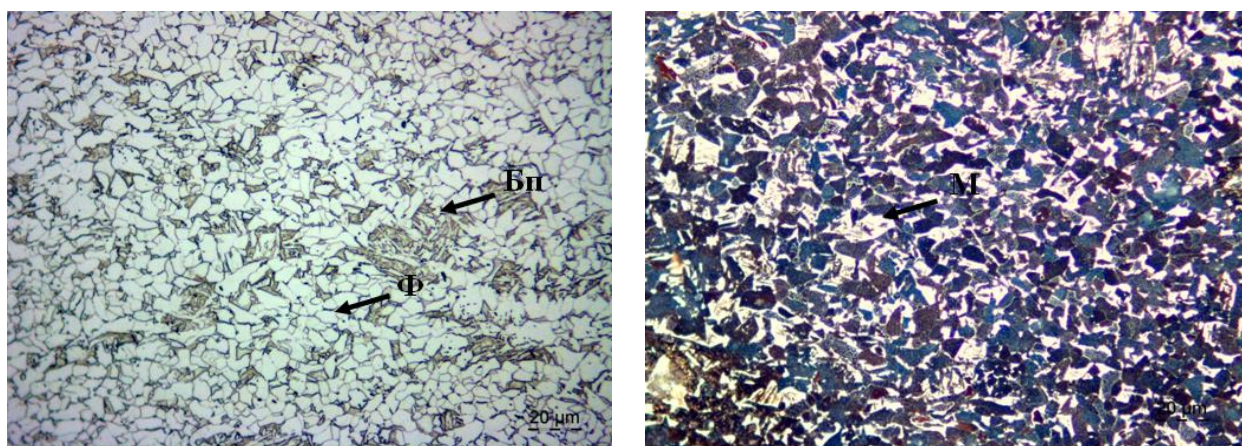


Рисунок 24– Металлографические снимки по двум технологиям травления (на феррит и мартенсит) при скорости непрерывного охлаждения 70 °C/с (3 опытный состав)

Таблица 3 – Обобщенные результаты металлографического анализа и измеренной твердости для 2 опытного состава ДФМС

Скорость охлаждения °C/c	Твердость HV ¹ , ед.					d _ф , мкм	v _ф , %	v _м , %	v _п , %	v _б , %
	Номер измеряемых областей									
	1	2	3	4	среднее					
1	144	146	143	141	144	8,64	89	6	5	-
3	149	150	145	149	148	7,19	86	9	5	-
10	152	156	153	158	155	5,56	81	11	-	8
30	172	176	171	169	172	4,82	66	16	-	18
70	183	182	175	179	180	4,46	47	21	-	32

$d_{\text{ф}}$ – размер зерна феррита; $v_{\text{ф}}$, $v_{\text{м}}$, $v_{\text{п}}$, $v_{\text{б}}$ – доля феррита, мартенсита, перлита и бейнита соответственно; HV^1 – твердость по Викерсу с усилием индентора твердомера 1 кН.

Приложение Е

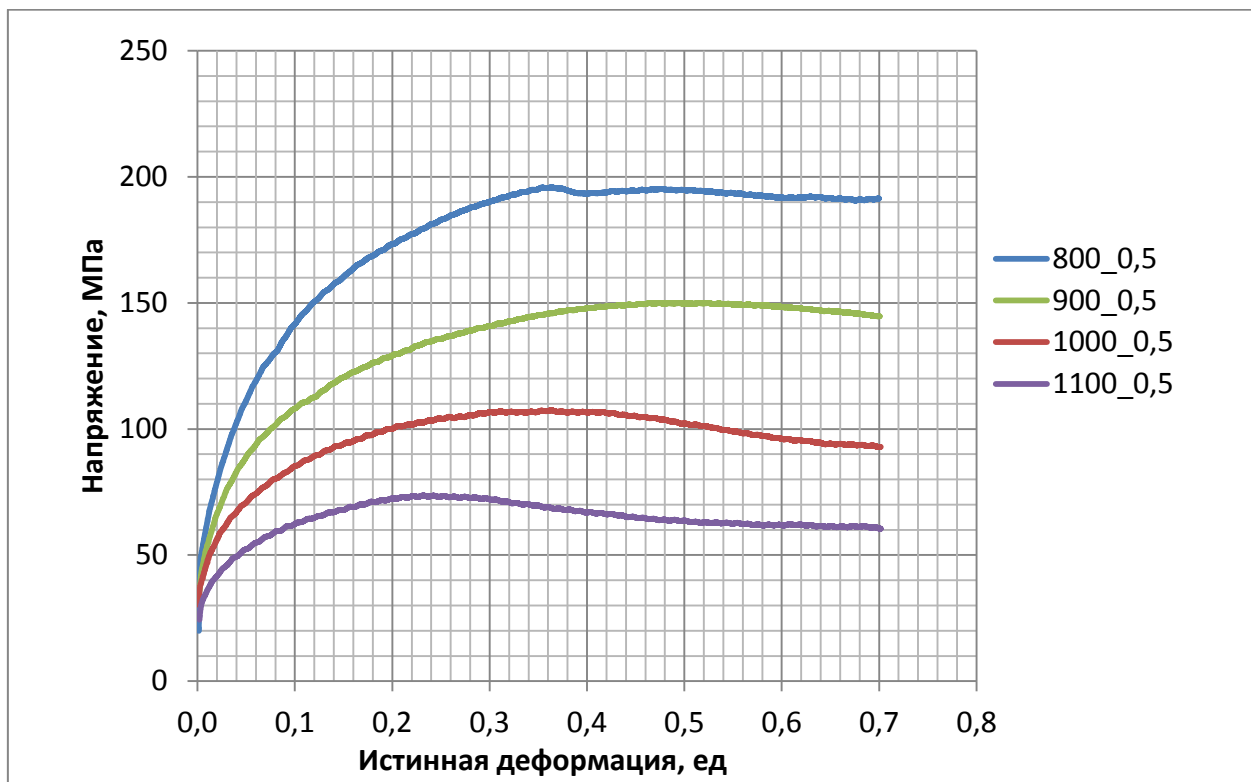


Рисунок 1 – Диаграммы деформации базового состава ДФМС полученные при 4-х вариантах температуры, одной скорости ($0,5 \text{ s}^{-1}$) и степени деформации (0,7 ед.)

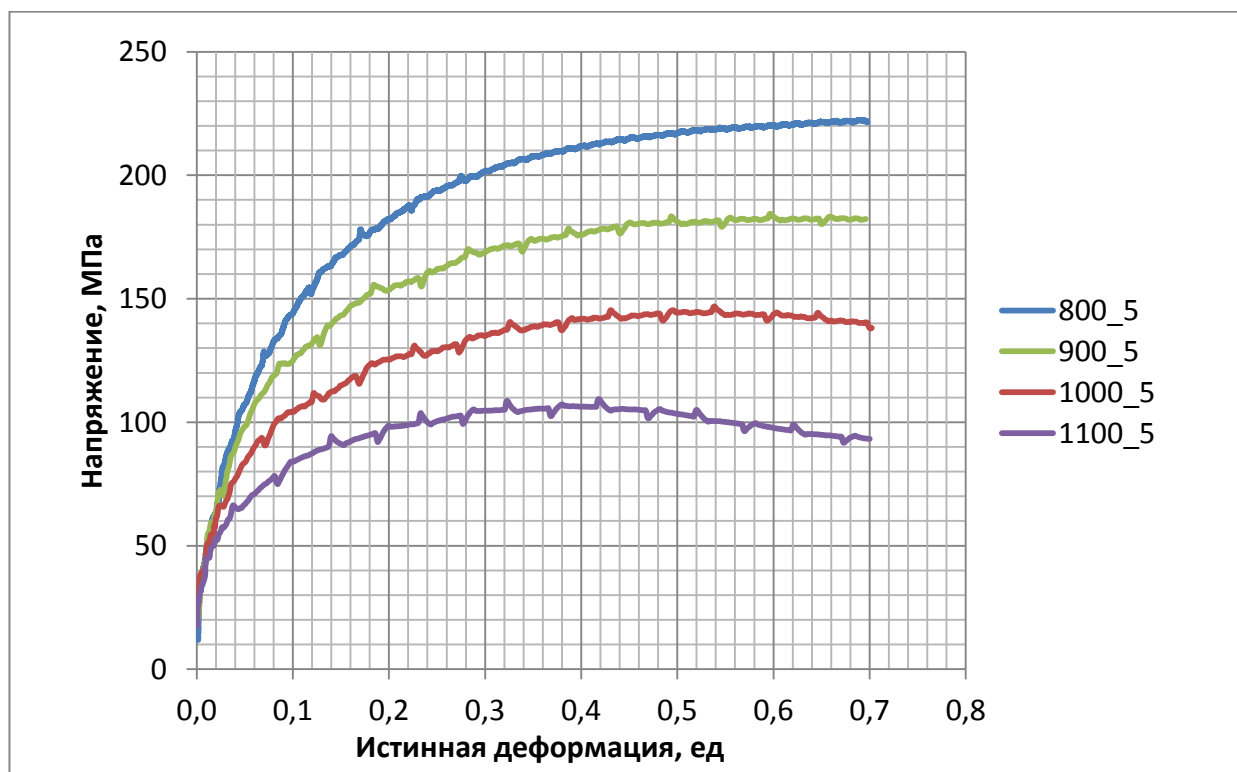


Рисунок 2– Диаграммы деформации базового состава ДФМС полученные при 4-х вариантах температуры, одной скорости (5 s^{-1}) и степени деформации (0,7 ед.)

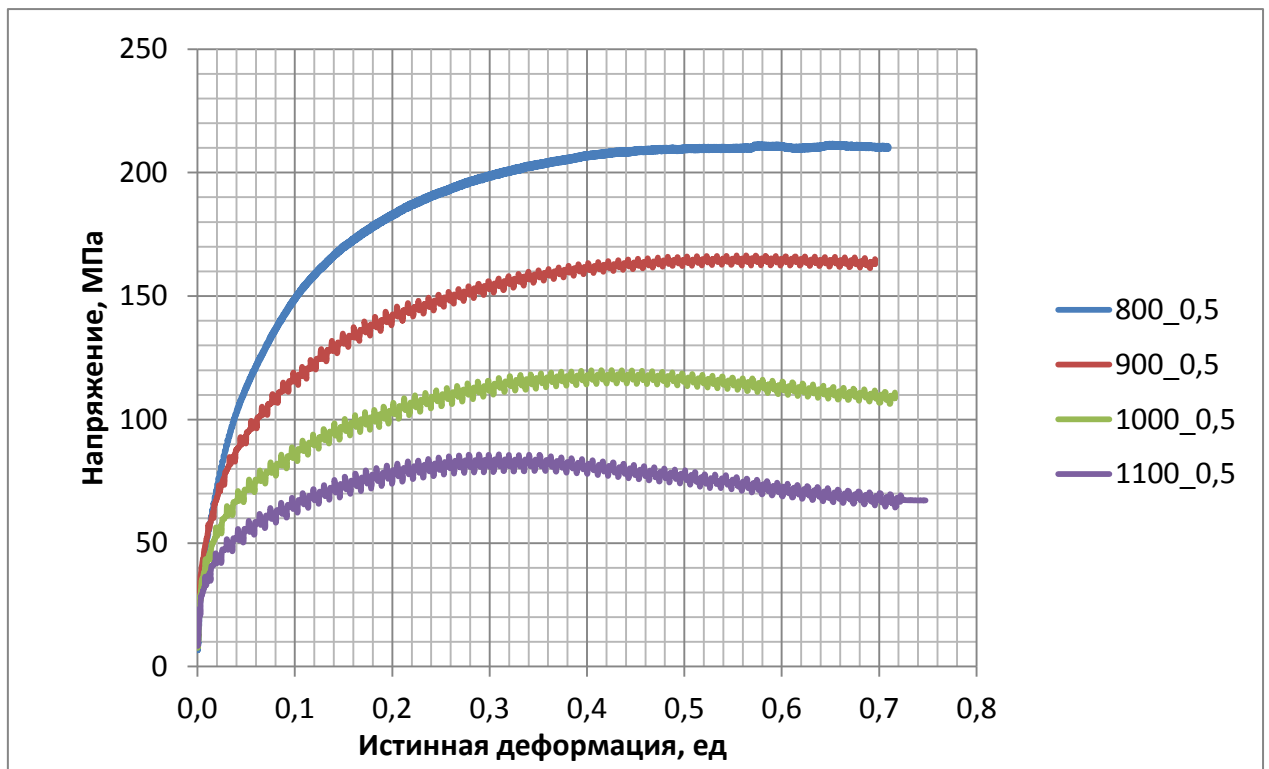


Рисунок 3 – Диаграммы деформации нового состава ДФМС полученные при 4-х вариантах температуры, одной скорости (0.5 с^{-1}) и степени деформации (0,7 ед.)

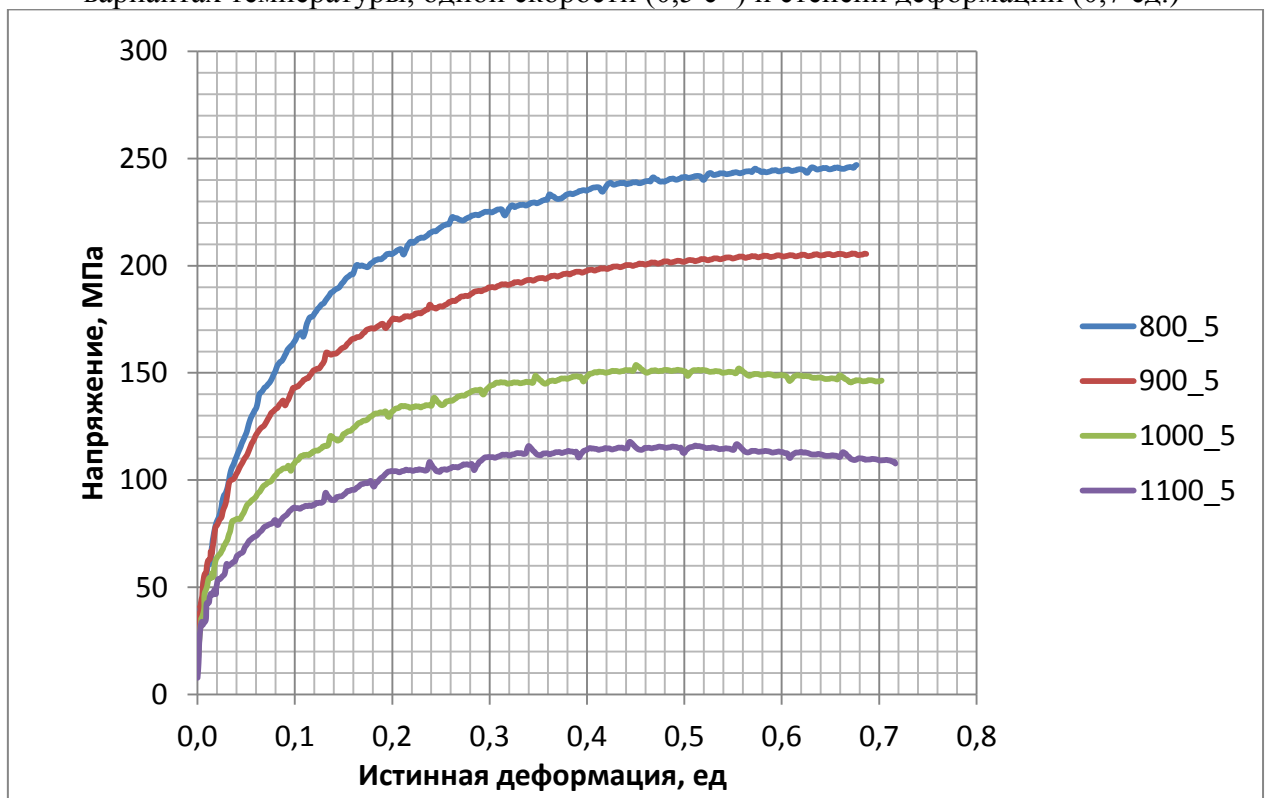


Рисунок 4 – Диаграммы деформации нового состава ДФМС полученные при 4-х вариантах температуры, одной скорости (5 с^{-1}) и степени деформации (0,7 ед.)

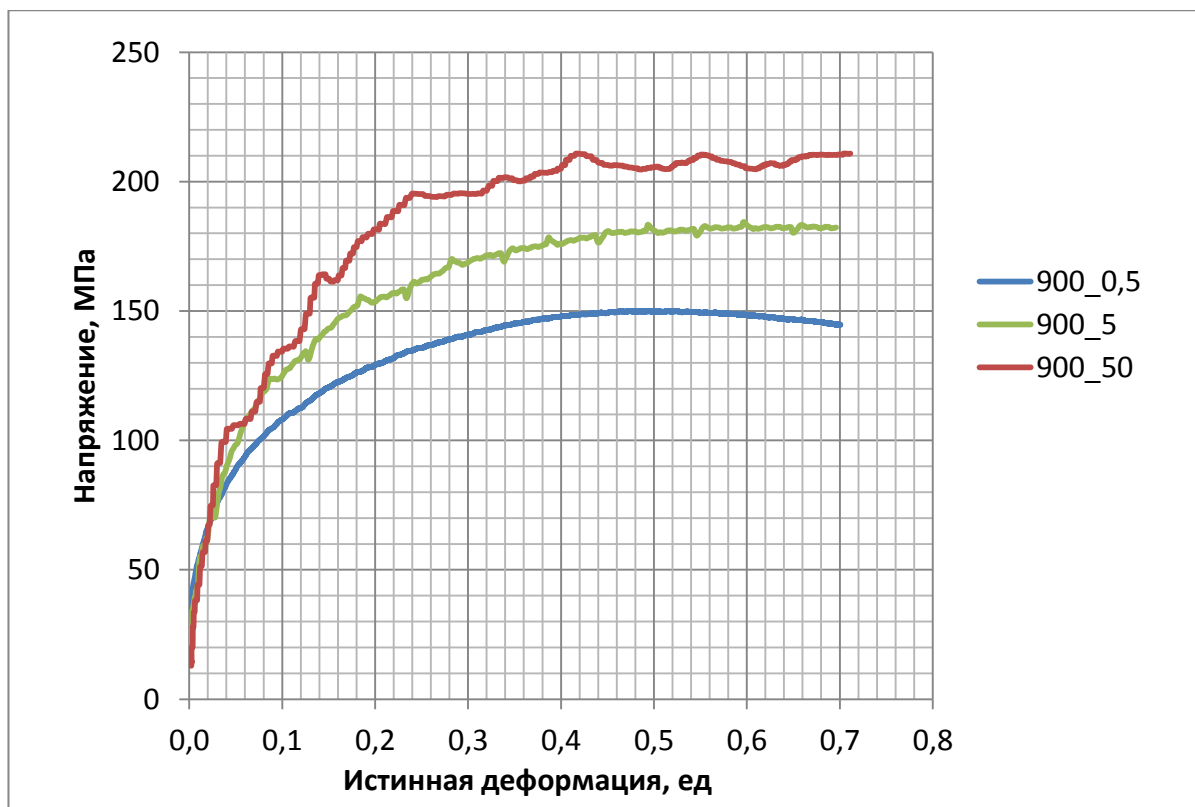


Рисунок 5 – Диаграммы деформации базового состава ДФМС полученные при 3-х вариантах скорости, одной температуре (900 °С) и степени деформации (0,7 ед,)

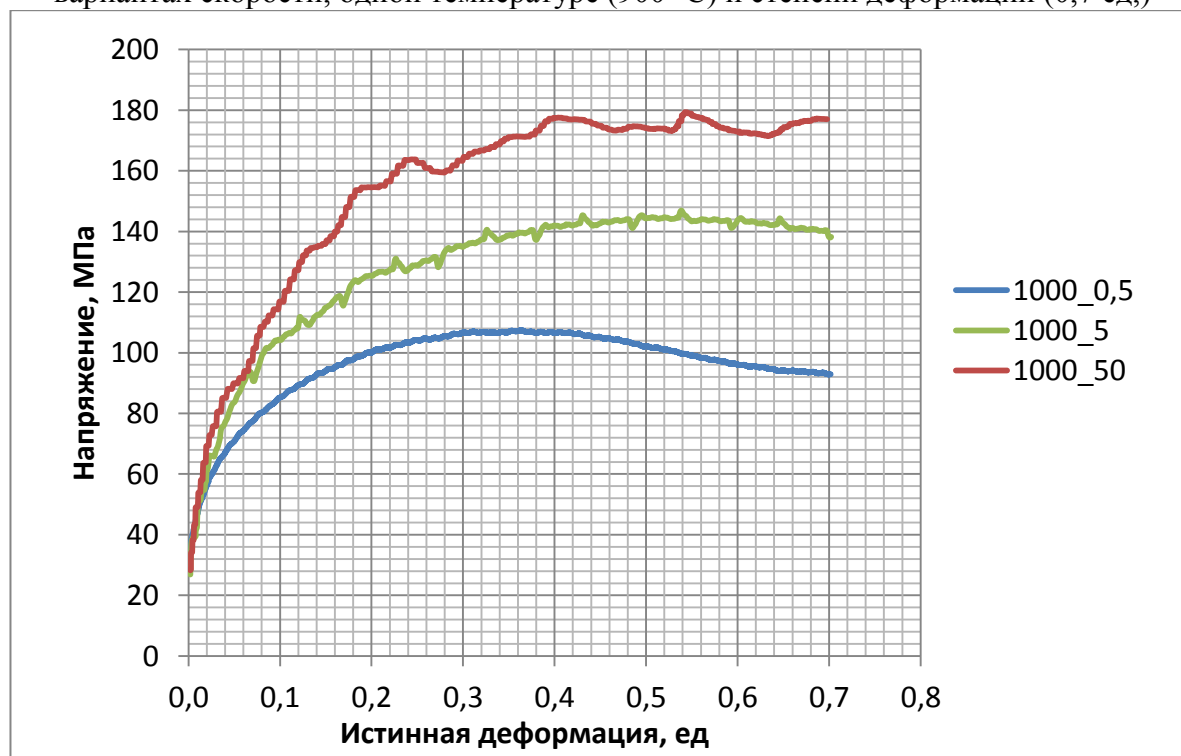


Рисунок 6 – Диаграммы деформации базового состава ДФМС полученные при 3-х вариантах скорости, одной температуре (1000 °С) и степени деформации (0,7 ед,)

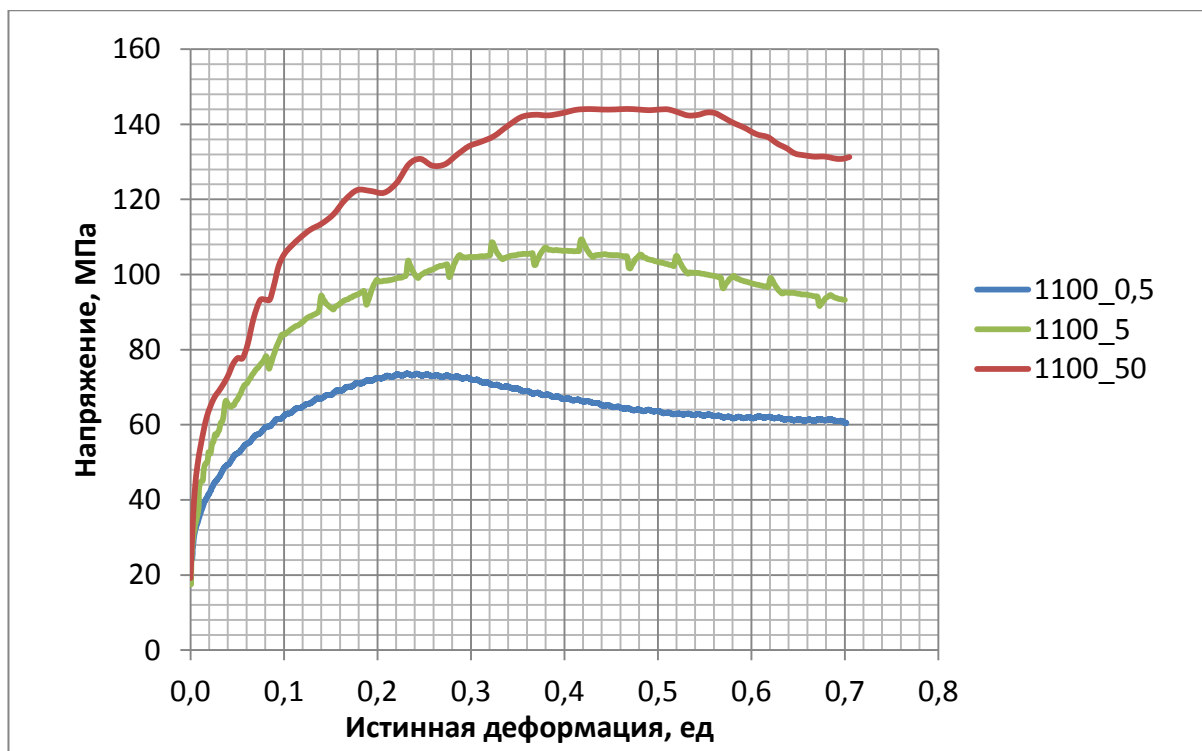


Рисунок 7 – Диаграммы деформации базового состава ДФМС полученные при 3-х вариантах скорости, одной температуре (1100 °С) и степени деформации (0,7 ед,)

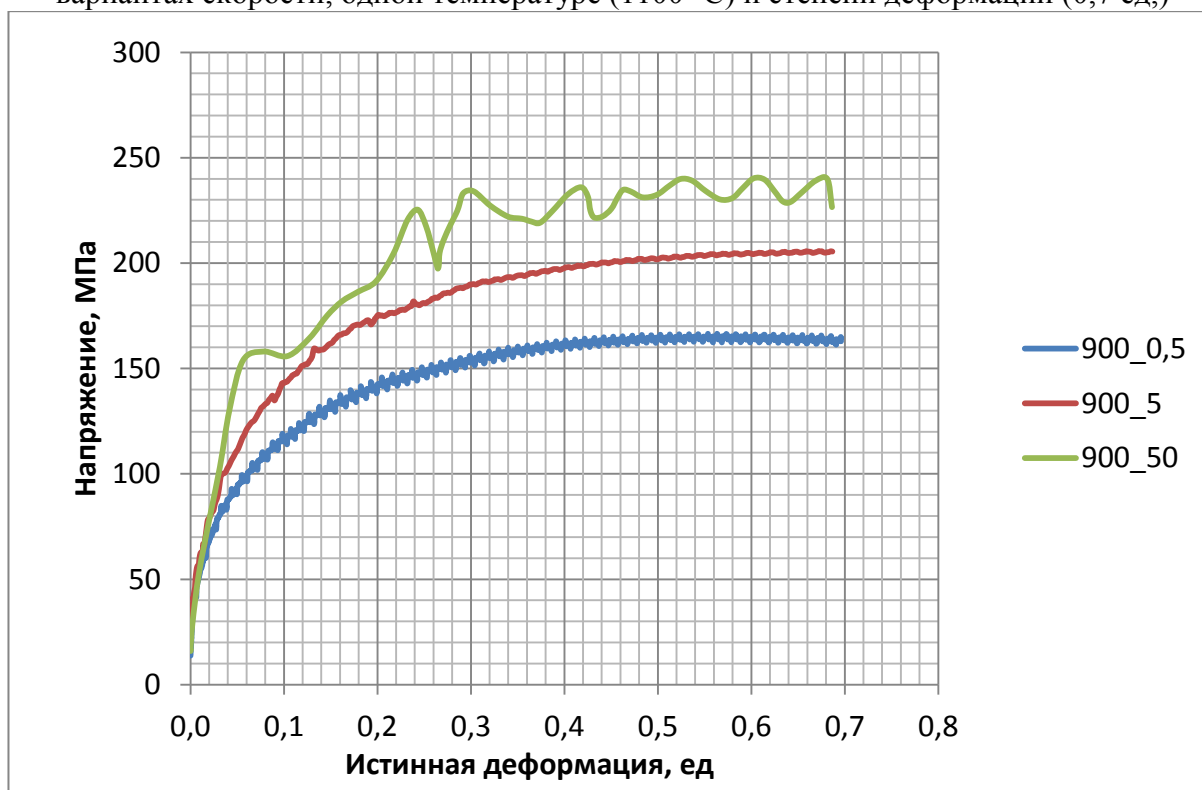


Рисунок 8 – Диаграммы деформации нового состава ДФМС полученные при 3-х вариантах скорости, одной температуре (900 °С) и степени деформации (0,7 ед,)

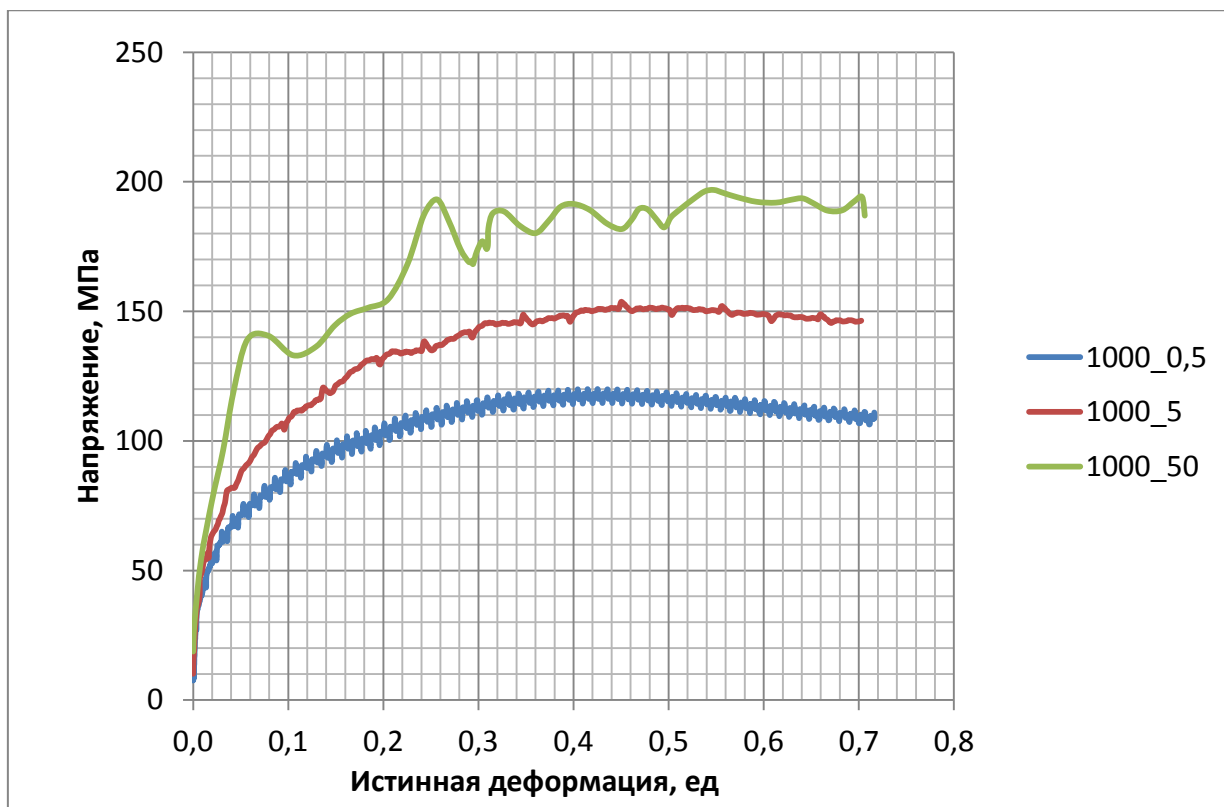


Рисунок 9 – Диаграммы деформации нового состава ДФМС полученные при 3-х вариантах скорости, одной температуре (1000 °С) и степени деформации (0,7 ед,)

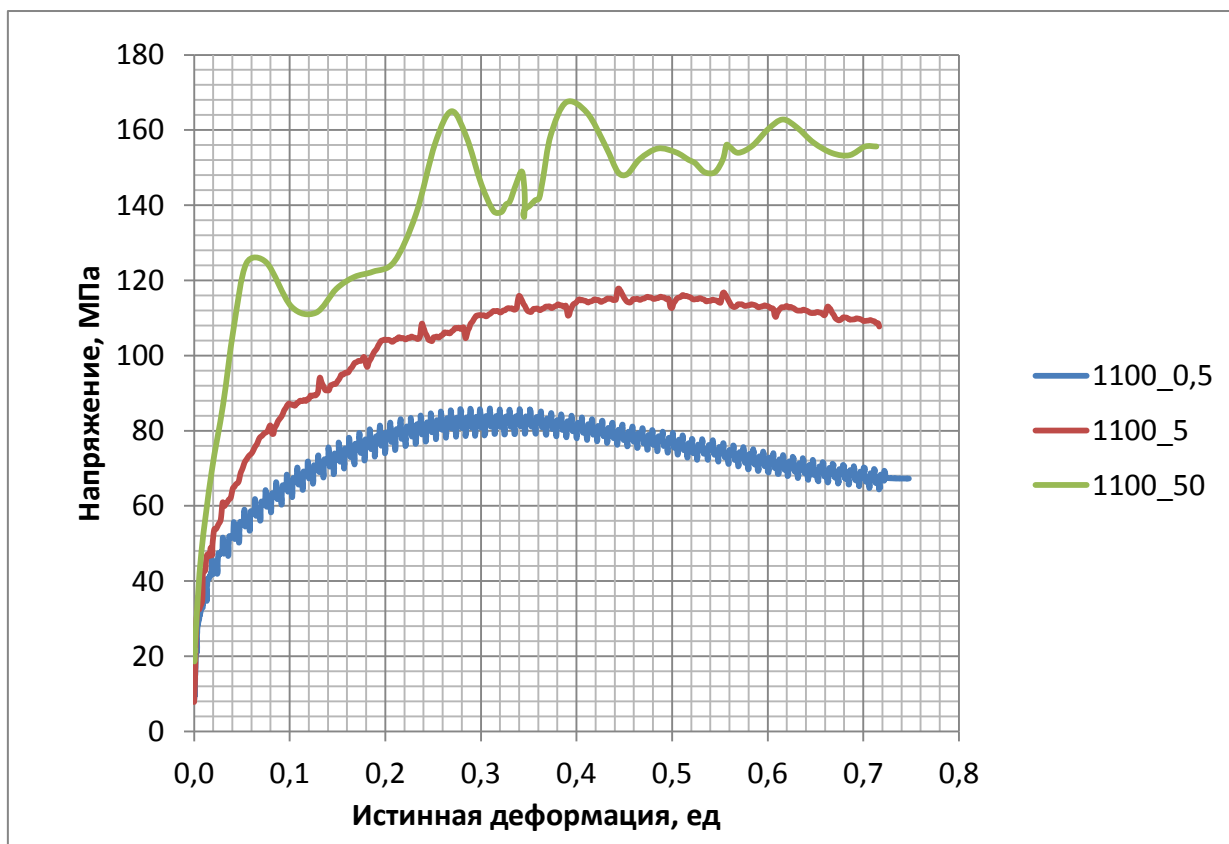


Рисунок 10 – Диаграммы деформации нового состава ДФМС полученные при 3-х вариантах скорости, одной температуре (1100 °С) и степени деформации (0,7 ед,)

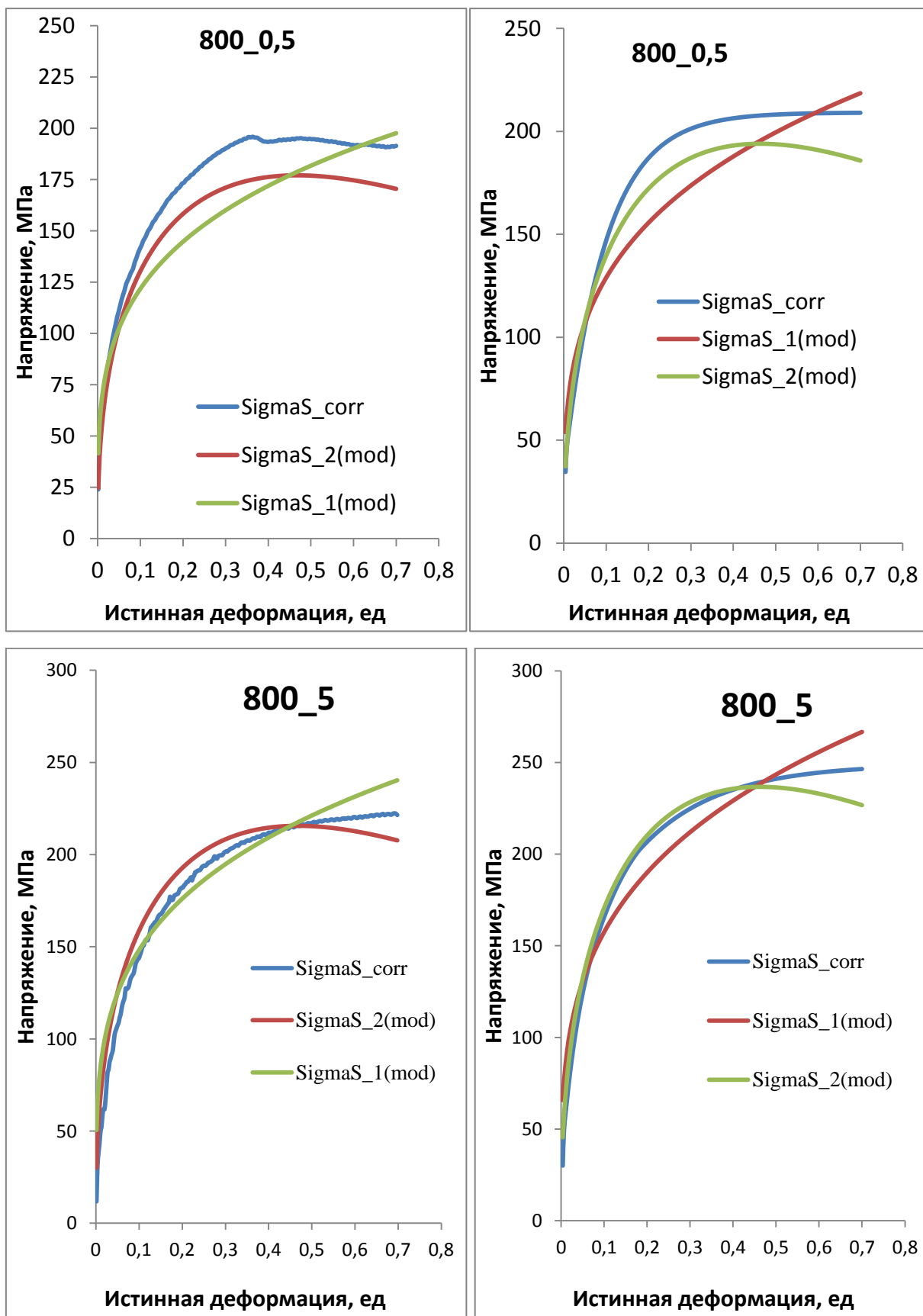


Рисунок 11 – Диаграммы деформации нового состава ДФМС полученные при 3-х вариантах скорости, одной температуре (1100 °С) и степени деформации (0,7 ед.)

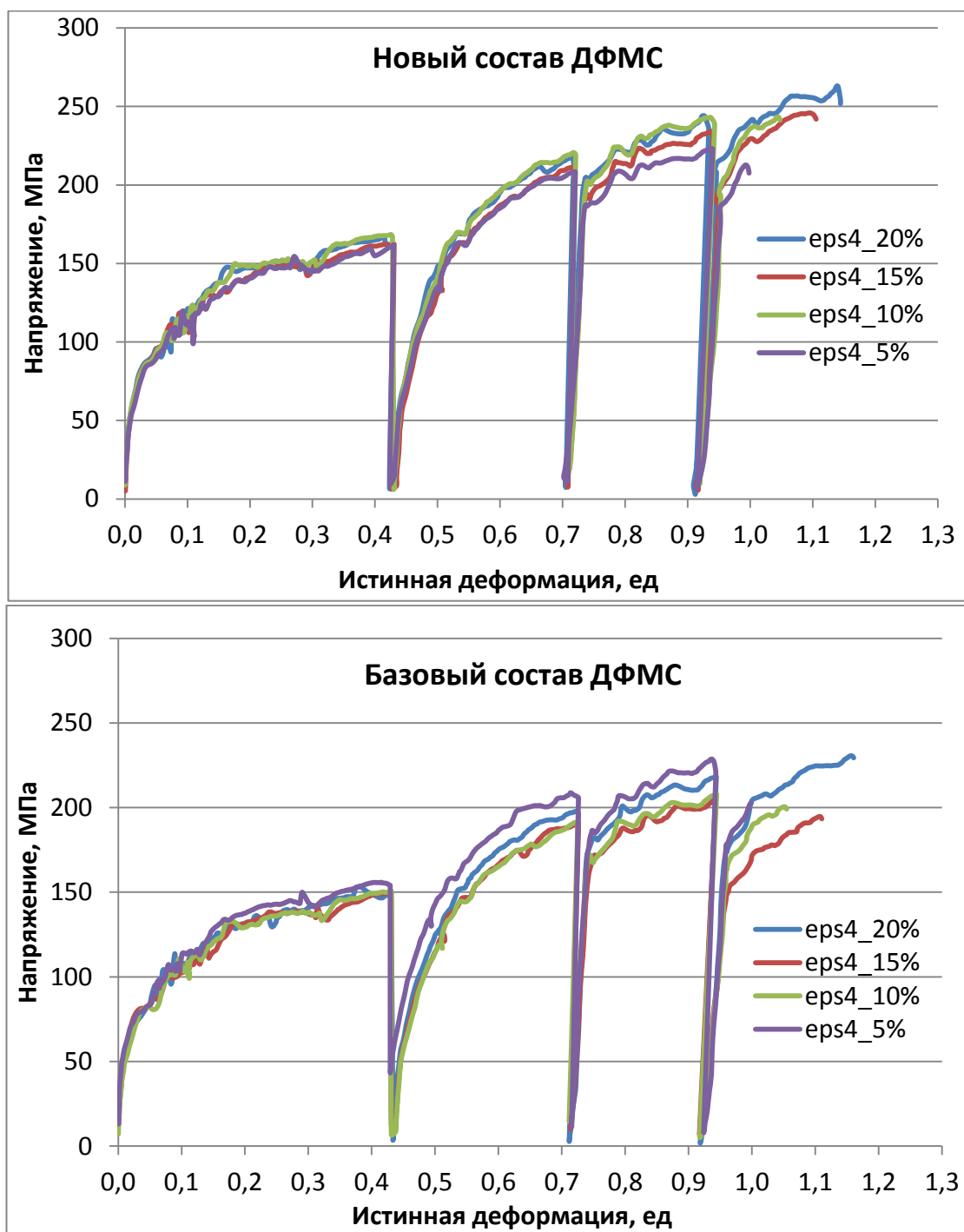


Рисунок 1 – Диаграммы деформации, полученные в ходе дробного нагружения, с относительной степенью деформации на заключительной ступени (eps4): 5, 10, 15, 20%

Приложение 3

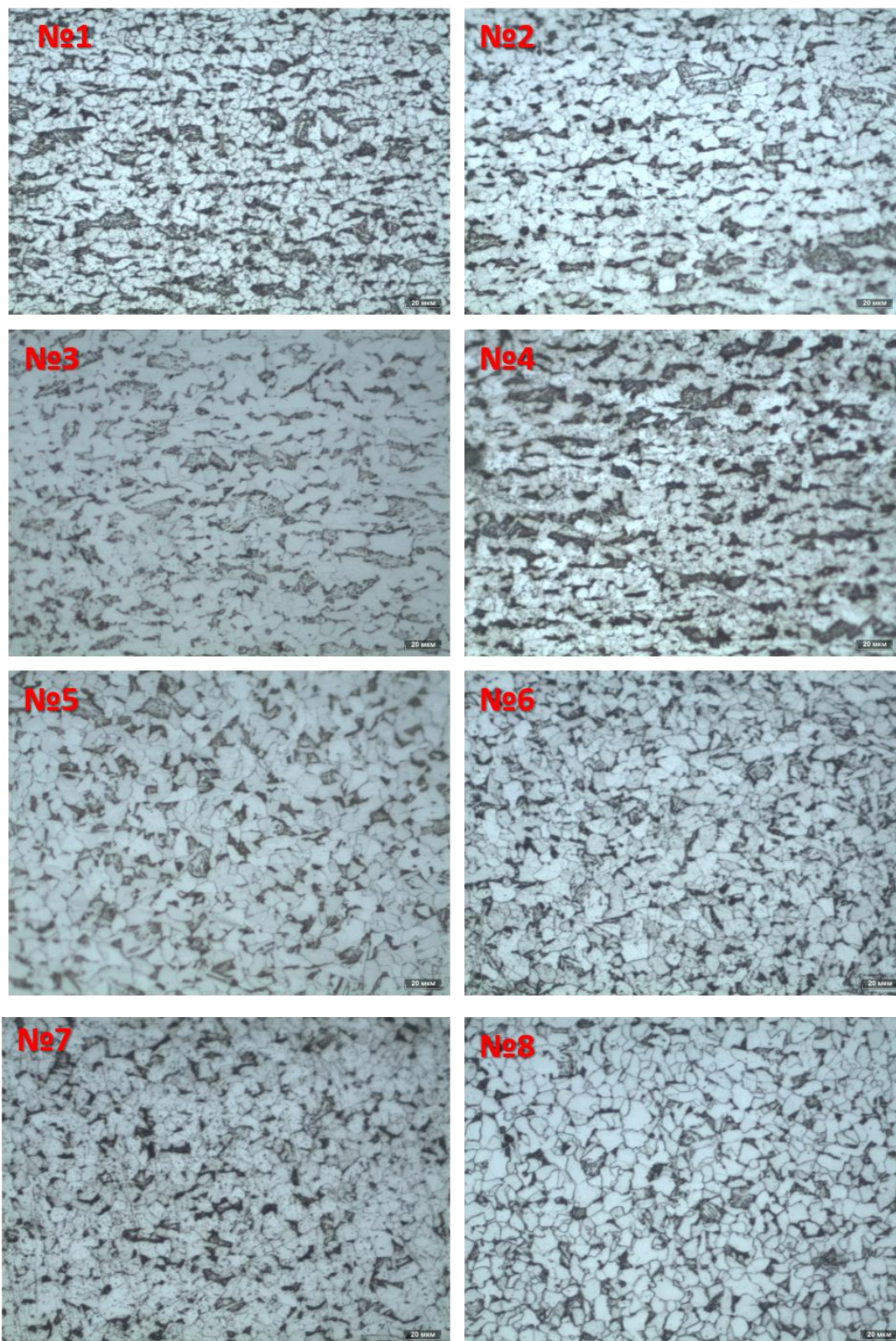
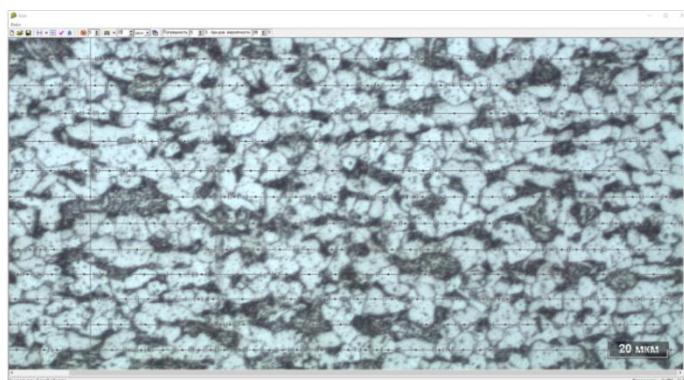


Рисунок 1 – Микроструктура испытанных образцов на установке Hydrowedge II при
дробном нагружении



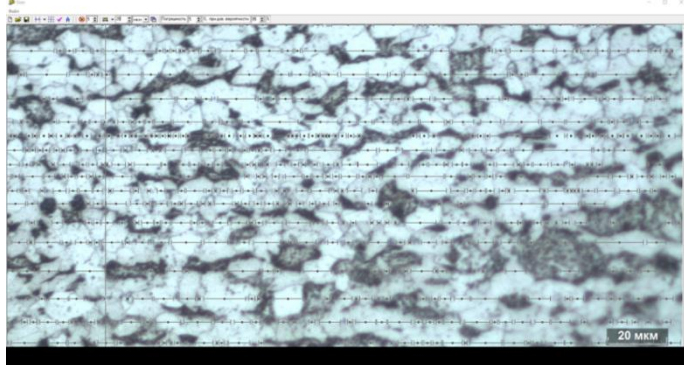
Результаты измерений

Метод секций

Исходные данные Статистика

№1

1_500_1_и	Фаза №1		
Количество измерений:	766		
Количество секций:	21		
Среднее число измерений на одной секцией:	36		
Минимальное значение:	0,61	мкм	
Максимальное значение:	16,97	мкм	
Средний размер:	3,99	мкм	
Стандартное отклонение:	2,85		
Доверительный интервал:	0,20	мкм	
Необходимо измерений:	783		
Коэффициент вариации:	71,27		
Объемная доля:	58,70	%	
Станд. откл. об. доли:	6,34		
Дов. инт. об. доли:	2,89	%	
Нужно секций:	20		



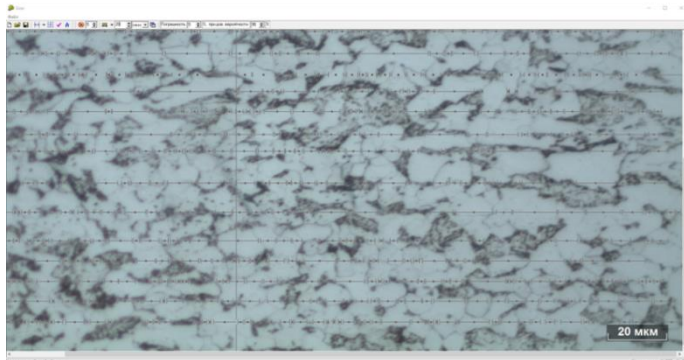
Результаты измерений

Метод секций

Исходные данные Статистика

№2

2_500_1_и	Фаза №1		
Количество измерений:	998		
Количество секций:	25		
Среднее число измерений на одной секцией:	39		
Минимальное значение:	0,61	мкм	
Максимальное значение:	20,12	мкм	
Средний размер:	3,82	мкм	
Стандартное отклонение:	3,10		
Доверительный интервал:	0,19	мкм	
Необходимо измерений:	1014		
Коэффициент вариации:	81,13		
Объемная доля:	61,37	%	
Станд. откл. об. доли:	8,20		
Дов. инт. об. доли:	3,39	%	
Нужно секций:	30		



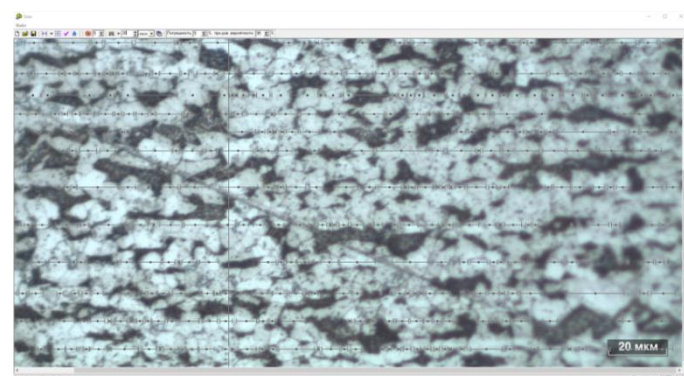
Результаты измерений

Метод секций

Исходные данные Статистика

№3

3_500_1_и	Фаза №1		
Количество измерений:	874		
Количество секций:	21		
Среднее число измерений на одной секцией:	41		
Минимальное значение:	0,61	мкм	
Максимальное значение:	23,39	мкм	
Средний размер:	3,80	мкм	
Стандартное отклонение:	3,02		
Доверительный интервал:	0,20	мкм	
Необходимо измерений:	972		
Коэффициент вариации:	79,43		
Объемная доля:	63,85	%	
Станд. откл. об. доли:	6,56		
Дов. инт. об. доли:	2,99	%	
Нужно секций:	18		



Результаты измерений

Метод секций

Исходные данные Статистика

№4

4_500_1_и	Фаза №1		
Количество измерений:	842		
Количество секций:	20		
Среднее число измерений на одной секцией:	42		
Минимальное значение:	0,61	мкм	
Максимальное значение:	20,61	мкм	
Средний размер:	3,36	мкм	
Стандартное отклонение:	2,63		
Доверительный интервал:	0,18	мкм	
Необходимо измерений:	942		
Коэффициент вариации:	78,38		
Объемная доля:	56,99	%	
Станд. откл. об. доли:	8,02		
Дов. инт. об. доли:	3,75	%	
Нужно секций:	33		

Рисунок 2 – Результаты измерений размера ферритного зерна в программеSizer для образцов №№1-4 (новый составДФМС)

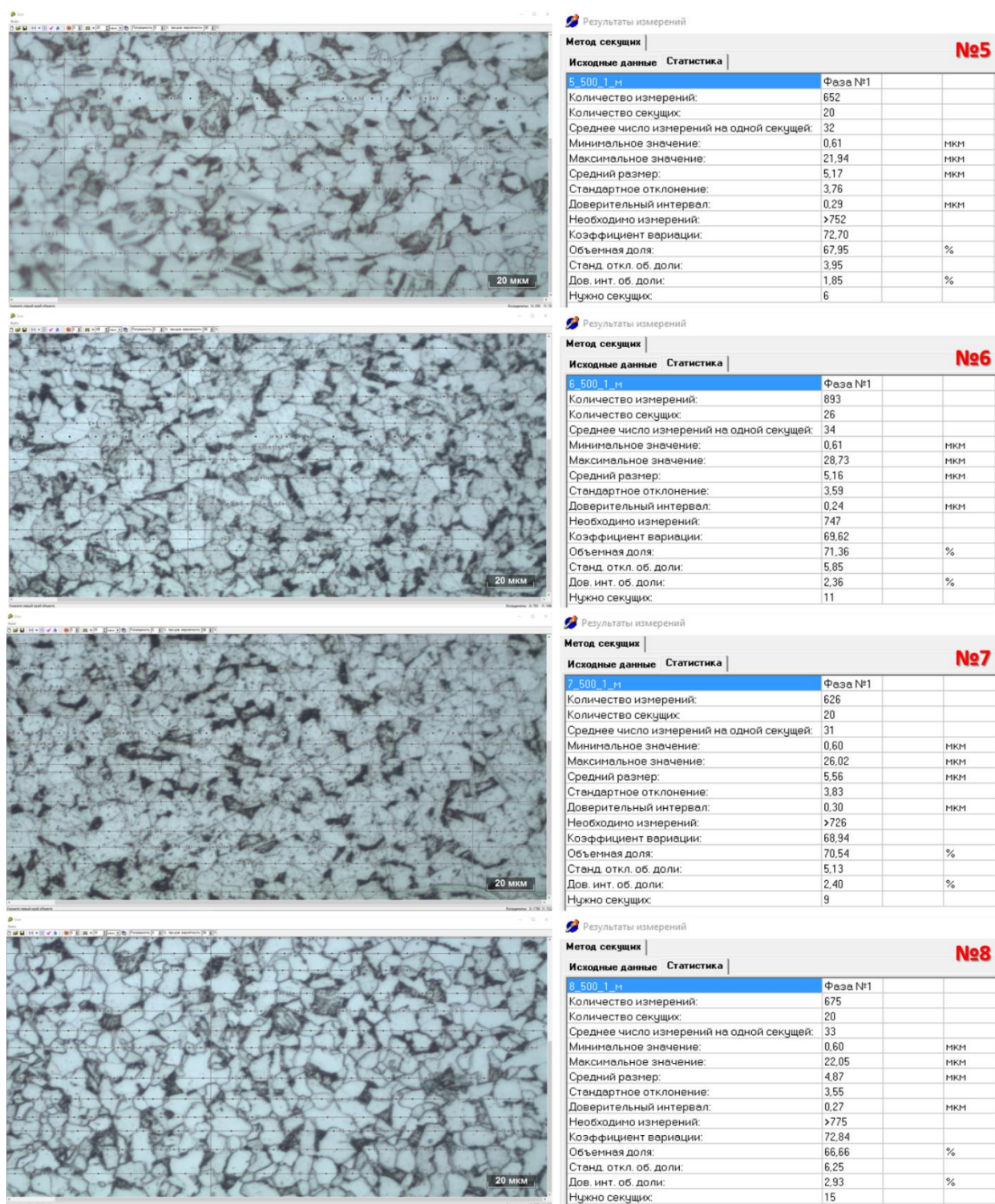
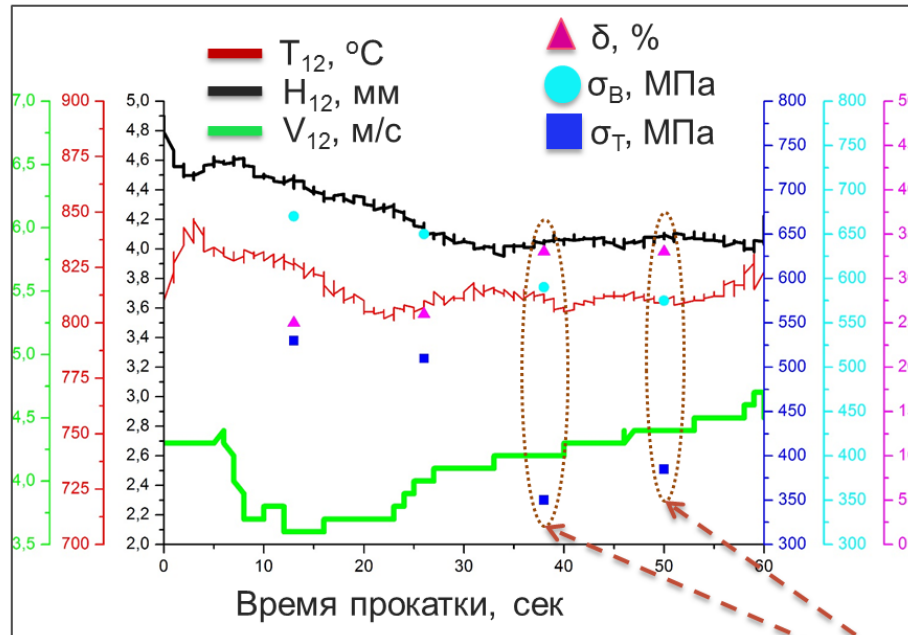


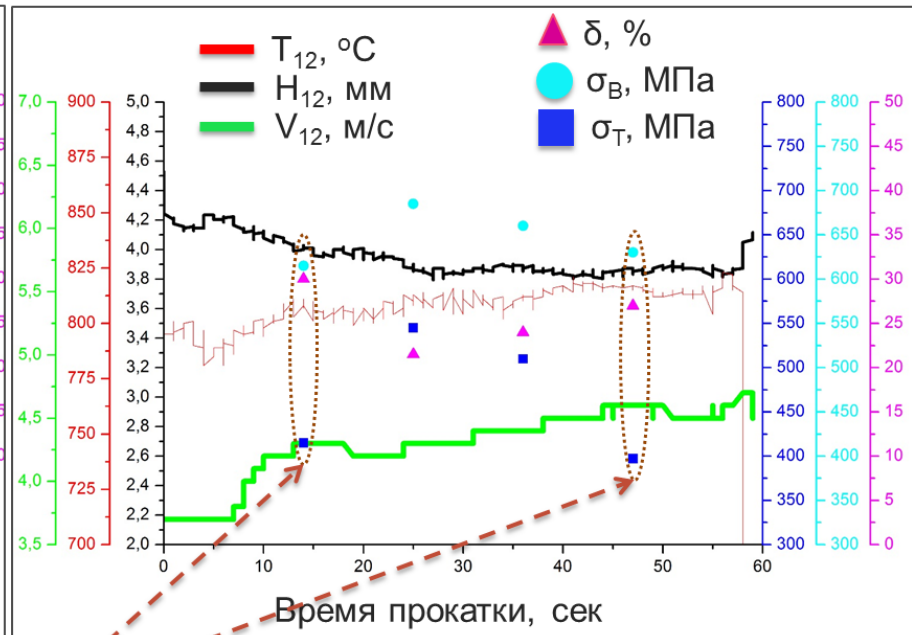
Рисунок 3 – Результаты измерений размера ферритного зерна в программе Sizer для образцов №№5-8 (базовый состав ДФМС)

Приложение И

Режим прокатки: полоса №1



Режим прокатки: полоса №2

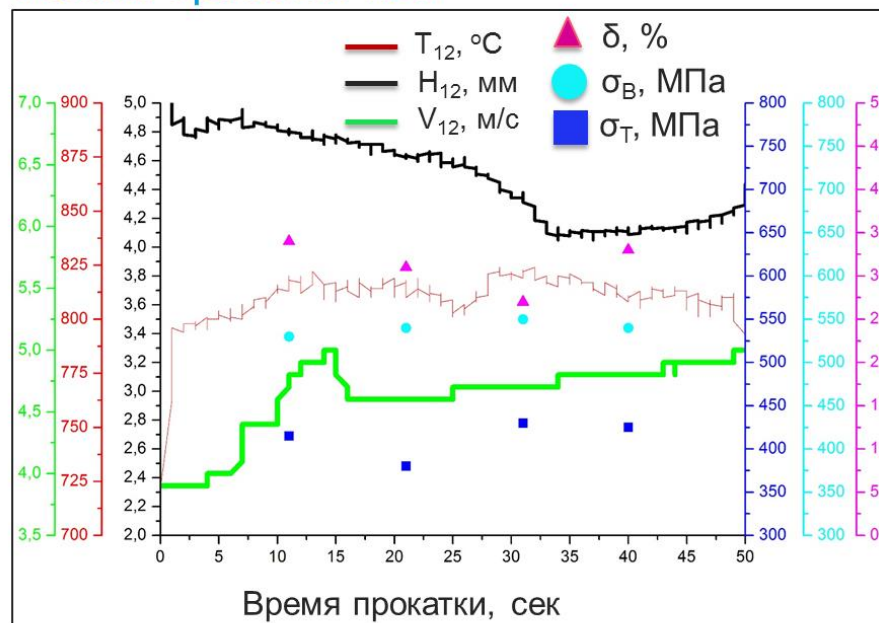


Требования стандарта pr. EN10338 для класса прочности DP600

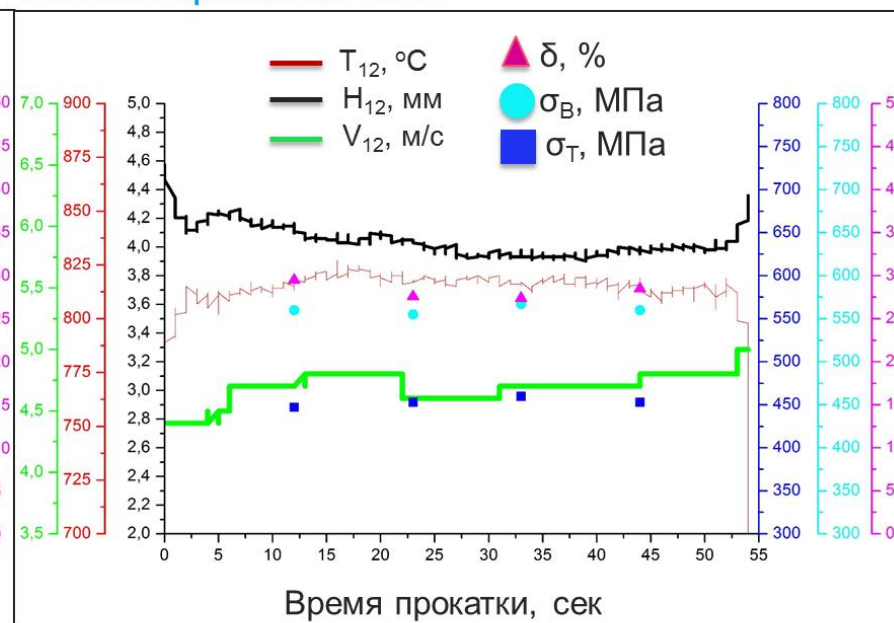
σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %
330-460	≥ 580	≥ 19

Рисунок 1 – Сравнительный анализ параметров горячей прокатки в чистовой группе клеток (T_{12} , H_{12} , V_{12} – температура, толщина и скорость за 12 клетью) с результатами механических свойств на 4-х участках по длине полосы (№ 1, 2) и предъявляемые к ним требования для двухфазной стали класса прочности DP600

Режим прокатки №3



Режим прокатки №4

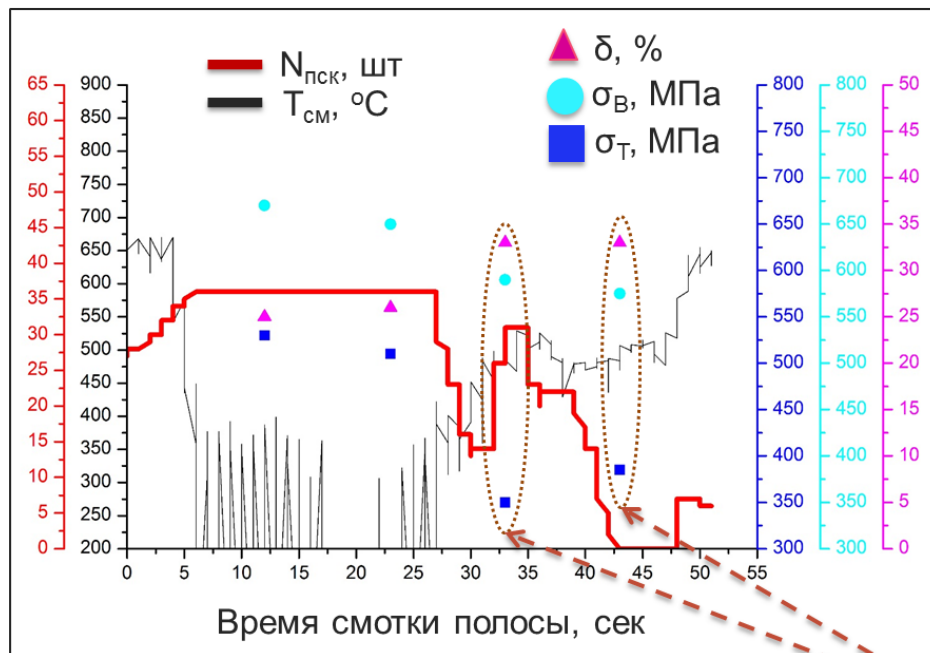


Требования стандарта pr. EN10338 для класса прочности DP600

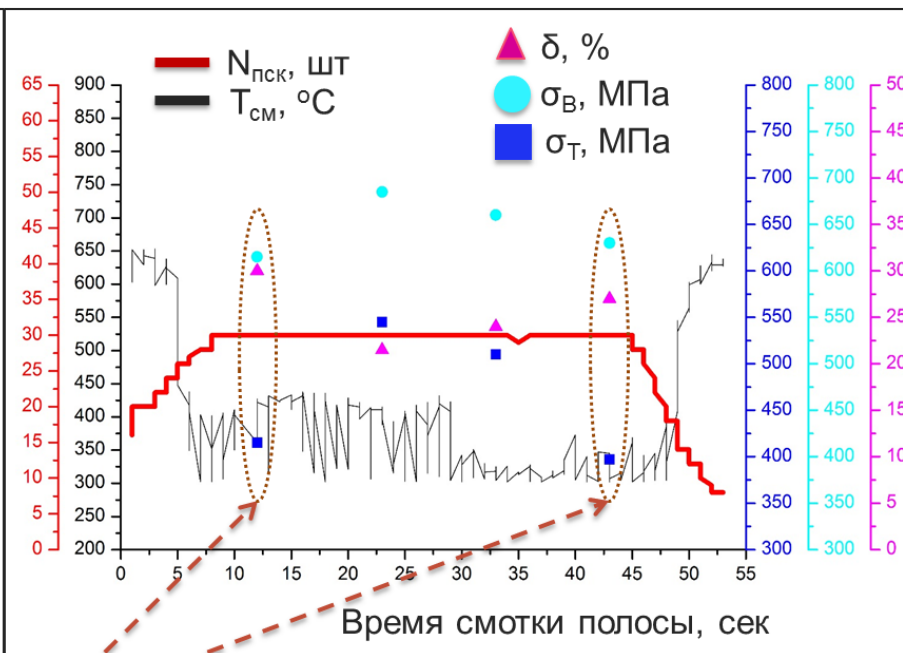
σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %
330-460	≥ 580	≥ 19

Рисунок 2 – Сравнительный анализ параметров горячей прокатки в чистовой группе клеток (T_{12} , H_{12} , V_{12} – температура, толщина и скорость за 12 клетью) с результатами механических свойств на 4-х участках по длине полосы (№ 3, 4) и предъявляемые к ним требования для двухфазной стали класса прочности DP600

Режим охлаждения: полоса №1



Режим охлаждения: полоса №2

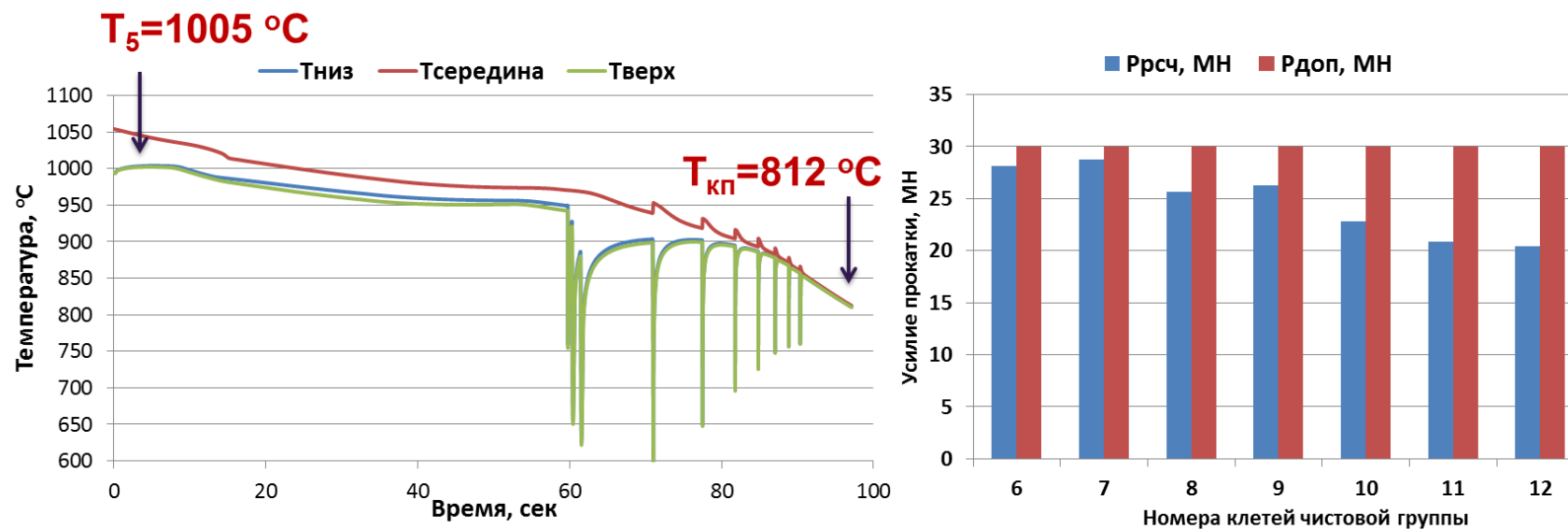


Требования стандарта pr. EN10338 для класса прочности DP600

σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %
330-460	≥ 580	≥ 19

Рисунок 3 – Сравнительный анализ параметров ступенчатого охлаждения ($N_{пск}$ – количество включенных полусекций; $T_{см}$ – температура смотки) с результатами механических свойств на 4-х участках по длине полосы и предъявляемые к ним требования для двухфазной стали класса прочности DP600

Приложение К



Деформационный режим в чистовой группе клеток							
ОЛ	К6	К7	К8	К9	К10	К11	К12
0,6%	38,0%	33,6%	30,0%	27,2%	20,6%	17,1%	15,1%
Н_ОЛ	Н6, мм	Н7, мм	Н8, мм	Н9, мм	Н10, мм	Н11, мм	Н12, мм
34	21,08	14	9,8	7,136	5,667	4,698	3,99

Рисунок 1 – Результаты расчетов скорректированного режима горячей прокатки на участке от промежуточного рольганга до чистовой группы клеток ШСПП 2000 ПАО «НЛМК»

Пульт управления математической моделью теплового состояния металла по толщине на участке отводящего рольганга ШСГП 2000 ПАО "НЛМК"																																											
C, %	Mn, %	Si, %	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	Тсм, град
0,084	1,51	0,5	Работа установки ускоренного охлаждения стана 2000 НЛМК																																								
H, мм	B, м	V12, м/с	1	3	5	7	9	11	13	15	17	19	21	23	25	27	29	31	33	35	37	39	41	43	45	47	49	51	53	55	57	59	61	63	65	67	69	71	73	75	77	79	
3,99	1,264	4,5	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	1	0	1	0	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
a, м/с2	Ткп, С	Тводы, С	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	1	0	1	0	1	0	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
0,001	812	34	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	22	24	26	28	30	32	34	36	38	40	42	44	46	48	50	52	54	56	58	60	62	64	66	68	70	72	74	76	78	80	420
Хс (плс), м	Расшифровка кода работы полусекции: 0 - полусекция выключена, 1 - полусекция включена																																										
80																																											

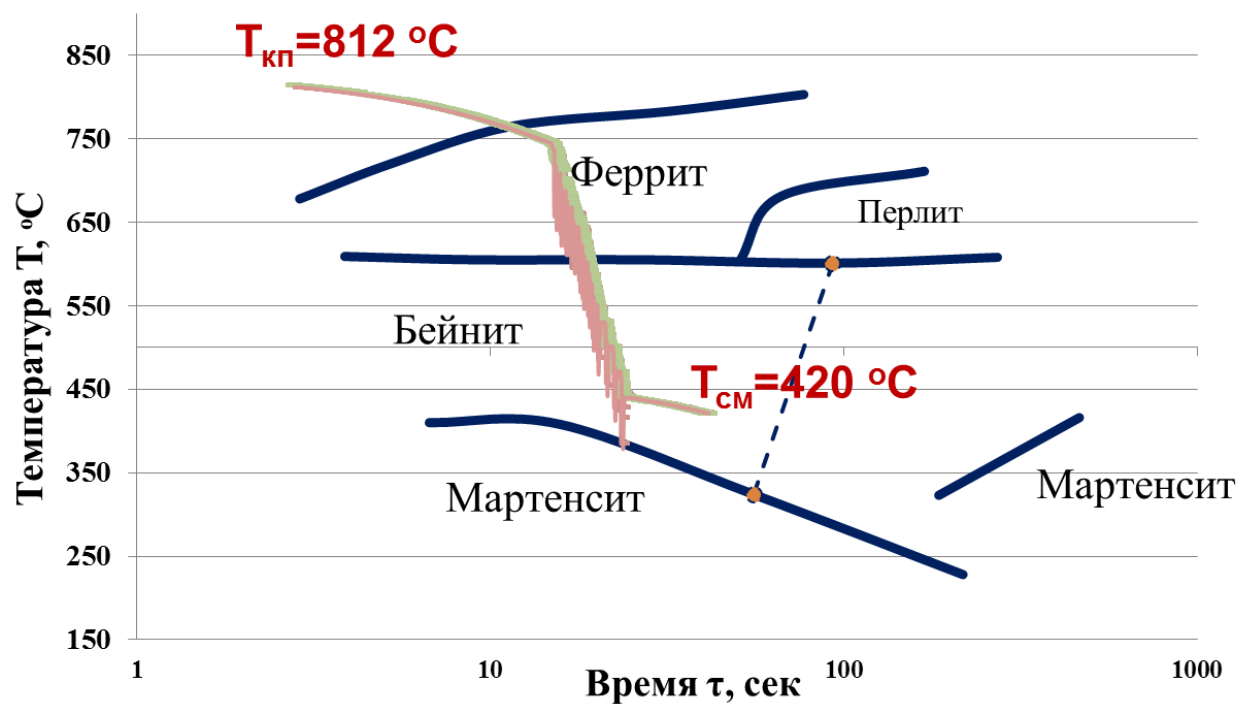


Рисунок 2 – Результаты расчетов скорректированного режима одноступенчатого ускоренного охлаждения на участке отводящего рольганга ШСГП 2000 ПАО «НЛМК»